

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

Інженерно-фізичний факультет

Кафедра фізики металів

«На правах рукопису»
УДК 669.11.018:621.785

«До захисту допущено»
В.о. завідувача кафедри
_____ Є.В. Іващенко
«__» _____ 2018 р.

Магістерська дисертація

на здобуття ступеня магістра

зі спеціальності 132 Матеріалознавство

**на тему: «Синтез композиційних покриттів ультразвуковою ударною
обробкою сплаву Д16»**

Виконав:

студент VI курсу, групи ФМ-61м
Кухарик Сергій Сергійович _____

Керівник:

д.ф.-м.н., професор КФМ, Волошко С.М. _____

Консультант з нормоконтролю:

ас. Шаповалова Н. А. _____

Консультант з наукової частини:

к.т.н. Бурмак А. П. _____

Консультант з ОП та безпека в НС :

доц. Зацарний В. В. _____

Рецензент:

к.т.н., доц. Доній О.М. _____

Засвідчую, що у цій магістерській
дисертації немає запозичень з праць
інших авторів без відповідних посилань.
Студент _____

Київ – 2018 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Інженерно-фізичний факультет
Кафедра фізики металів

Рівень вищої освіти – другий (магістерський) за освітньо-науковою програмою
Спеціальність (спеціалізація) – 132 «Матеріалознавство» (Фізичне матеріалознавство)

ЗАТВЕРДЖУЮ

В.о. завідувача кафедри

_____ Є.В. Іващенко

« ____ » _____ 2018 р.

ЗАВДАННЯ
на магістерську дисертацію студенту
Кухарику Сергію Сергійовичу

1. Тема дисертації «Синтез композиційних покриттів ультразвуковою ударною обробкою сплаву Д16», науковий керівник дисертації Волошко Світлана Михайлівна, д.ф.-м.н., професор КФМ, затверджені наказом по університету від «22» березня 2018 р. № 994-с

2. Термін подання студентом дисертації _____

3. Об'єкт дослідження: зразки алюмінієвого сплаву Д16 промислового виробництва (склад (ваг. %): Al – 93,6 %, Cu – 3,97 %, Mg – 1,43 %, Mn – 0,625 %) циліндричної форми: висота 10,4 мм і діаметр 8 мм.

4. Предмет дослідження: фізико-хімічні процеси, які обумовлюють модифікацію поверхневих шарів сплаву Д16 ультразвуковою ударною обробкою із застосуванням різних ударників.

5. Перелік завдань, які потрібно розробити

1. Розробка нового способу механічного легування поверхневих шарів сплаву Д16 атомами заліза з метою синтезу інтерметалідних покриттів у інертному середовищі та на повітрі.

2. Встановлення впливу режимів УЗУО на структуру та фазовий склад, а також рівень механічних властивостей поверхневих шарів сплаву Д16.

3. Порівняльний аналіз структурно-фазових станів та швидкості масоперенесення атомів заліза у поверхневих шарах сплаву Д16 внаслідок УЗУО різними ударниками.

6. Орієнтовний перелік графічного (ілюстративного) матеріалу тема роботи (слайд _____), актуальність роботи (слайди _____), мета роботи (слайд _____), завдання дослідження (слайд _____), об'єкт дослідження (слайд _____), методи дослідження (слайд _____), результати (слайди _____), висновки (слайд _____).

7. Орієнтовний перелік публікацій Тези «Формування структурно-фазового стану поверхневих шарів сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки залізним бойком в різних атмосферах», Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 6, 1 – 2 грудня 2016. Тези «Масоперенесення в системі Al-Fe при ультразвуковій ударній обробці в різних середовищах», Десята міжнародна конференція студентів, аспірантів та молодих вчених “Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп’ютерного конструювання матеріалів”, 20 – 21 квітня 2017. Тези «Synthesis of deformation-induced surface nanocomposites by ultrasonic impact treatment », E-MRS 2015 Fall Meeting, 21 – 24 September 2016. Тези «Differences in the processes of hardening and mass transfer after ultrasonic impact treatment (UIT) the surface of aluminum alloy 2024 by different strikers », IX International Conference for Professionals and Young Scientists “Low Temperature Physics” - ICPYS LTP 2018, 4 – 8 June 2018. Тези «Відмінності процесів зміцнення і масоперенесення внаслідок УЗУО поверхні сплаву Д16 різними бойками», XI міжнародна конференція студентів, аспірантів та молодих вчених “Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп’ютерного конструювання матеріалів”, 19 – 20 квітня 2018. Тези «Evolution of the structural-phase state and surface microhardness of stainless steel at ultrasonic impact treatment in different environments», 6-та Міжнародна конференція "Нанотехнології та наноматеріали" НАНО-2018, 27 – 30 серпня 2018. Заявка про реєстрацію авторського права.

8. Консультанти розділів дисертації

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Результати експериментальних досліджень	к.т.н. Бурмак А. П.		
Нормоконтроль	ас. Шаповалова Н. А.		
ОП та безпека в НС	доц. Зацарний В. В.		

9. Дата видачі завдання _____

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Термін виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
1	Визначення та узгодження теми МД		
2	Огляд сучасних наукових робіт та написання літературного огляду		
3	Розробка методики експериментів		
4	Виконання експериментальних досліджень		
5	Отримання результатів		
6	Розробка стартап проекту		
7	Написання розділу про охорону праці		
8	Написання висновків та оформлення роботи		
9	Оформлення презентації та написання доповіді		
10	Попередній захист		
11	Захист на засіданні ЕК		

Студент

С.С. Кухарик

Науковий керівник дисертації

С.М. Волошко

РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація: 108 с., 15 табл., 23 рис., 82 джерела.

Д16, ІНТЕРМЕТАЛІД, КВАЗІІДРОСТАТИЧНЕ СТИСНЕННЯ, МАСОПЕРЕНЕСЕННЯ, МЕХАНІЧНЕ ЛЕГУВАННЯ, УЛЬТРАЗВУКОВА УДАРНА ОБРОБКА (УЗУО).

Об'єкт досліджень: фізико-хімічні процеси, які обумовлюють модифікацію поверхневих шарів сплаву Д16 ультразвуковою ударною обробкою із застосуванням ударників з армко-заліза та сталі ШХ15.

Мета роботи: порівняльний аналіз особливостей хімічного і фазового складу приповерхневих шарів алюмінієвого сплаву Д16, ступеню їх зміцнення та інтенсивності процесів масоперенесення Fe в Al внаслідок УЗУО за різних умов ударного навантаження.

Методи досліджень: мікродюрометрія, рентгеноструктурний та мікрорентгеноспектральний аналіз, растрова електронна мікроскопія.

Результати досліджень та їх новизна: виявлено циклічний характер змін мікротвердості поверхневих шарів сплаву Д16 залежно від тривалості УЗУО на повітрі та в інертному середовищі. За умов УЗУО на повітрі максимальні значення мікротвердості досягаються у випадку застосування бойка зі сталі ШХ15. В інертному середовищі більш високі значення мікротвердості сплаву Д16 отримані при використанні ударника з армко-Fe.

Зростання величини мікротвердості поверхні сплаву Д16 внаслідок ультразвукової ударної обробки обумовлюється зменшенням розміру ОКР, збільшенням рівня мікродеформації та формуванням інтерметалідів Fe-Al.

Практичне значення: одержані результати і встановлені фізичні закономірності мають практичний інтерес для створення основ зміцнення поверхневих шарів легких конструкційних сплавів задля цілеспрямованого керування їх експлуатаційними характеристиками, а також для впровадження нових зміцнюючих технологій у інженерію металевих поверхонь.

Робота виконувалась в рамках держбюджетної теми № 2102 п на замовлення Міністерства освіти і науки України.

ABSTRACT

Master's dissertation: 108 pages, 15 tables, 23 figures, 82 references.

ALLOY 2024, INTERMETALLIDE, MASS TRANSFER, MECHANICAL ALLOYING, QUASI-HYDROSTATIC PRESSURE, ULTRASONIC IMPACT TREATMENT (UIT).

The object of research: physical and chemical processes which cause a modification of the surface layers of the alloy 2024 after ultrasonic impact treatment with a drummer with Armco iron and steel AISI 52100.

The purpose of research: a comparative analysis of the peculiarities of the chemical and phase composition of the near-surface layers of the aluminum alloy 2024, the degree of their strengthening and the intensity of the processes of mass transfer of Fe to Al due to UIT under different stress conditions.

Research methods: micro durometer, X-ray diffraction and electron microprobe analysis, scanning electron microscopy.

Results and novelty: the cyclical nature of changes microhardness of the surface layers of the alloy 2024 depending on the amplitude and duration UIT in air and inert environment is determined. Under the conditions of UIT in air, the maximum values of microhardness are achieved in the case of the use of a striker from steel AISI 52100. In an inert medium, the higher values of the microhardness of the alloy 2024 were obtained at UIT using the armco-Fe striker.

It is proved that the growth microhardness value on surface alloy 2024 by ultrasonic impact treatment is caused by a decrease in the size of CSR, an increase of microdeformations, formation of Fe-Al intermetallic phases.

Practical importance: the results and the established physical laws are of practical interest for laying the foundations of strengthening of surface layers of light structural alloys for targeted control of their performance and to incorporate new technologies in reinforcing engineering metal surfaces.

The work was carried out within the framework of the state budget theme № 2102 П, commissioned by the Ministry of Education and Science of Ukraine.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ, УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ	9
ВСТУП.....	10
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	13
1.1 Вплив інтенсивної пластичної деформації на структуру та властивості алюмінію і його сплавів	13
1.2 Властивості інтерметалідів Fe-Al.....	31
1.3 Висновок до розділу 1	37
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	38
2.1 Характеристика об'єкту дослідження, діаграма фазової рівноваги системи Al–Cu–Mg	38
2.2 Армко Fe	41
2.3 Методика та режими ультразвукової ударної обробки	43
2.4 Методика експерименту.....	46
2.4.1 МікродюрOMETричний аналіз	46
2.4.2 Рентгенівські методи дослідження.....	47
2.4.2.1 Якісний фазовий аналіз, ідентифікація та визначення відносної кількості вторинних фаз	48
2.4.2.2 Прецизійні вимірювання періодів кристалічної ґратки	49
2.4.2.3 Оцінки середніх розмірів ОКР та значень мікродеформації	50
2.4.3 Мікрорентгеноспектральний аналіз	53
2.5 Висновок до розділу 2	55
3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ	56
3.1 Зміна мікротвердості з часом і за глибиною поверхневого шару	56
3.2 Особливості змін хімічного складу та мікроструктури.....	60
3.3. Фазовий склад	63
3.4 Особливості ударного навантаження стальним та залізним бойками ...	66
3.5 Висновки до розділу 3	71
4 РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП-ПРОЕКТУ	73
4.1 Опис ідеї проекту (товару, послуги, технології)	73

4.2 Висновки до розділу 4	82
5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНІЙ СИТУАЦІЇ	83
5.1 Вступ	83
5.2 Аналіз роботи в приміщенні	83
5.2.1 Склад повітря робочої зони.....	86
5.3 Освітлення	86
5.3.1 Аналіз природного освітлення.....	87
5.3.2 Аналіз штучного освітлення	90
5.4 Аналіз шуму та вібрації.....	92
5.5 Електробезпека.....	93
5.6 Забезпечення безпеки та запобігання надзвичайним ситуаціям.....	95
5.7 Висновки до розділу 5	96
ВИСНОВКИ.....	97
CONCLUSIONS	99
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	100

ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ, УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ

ІПД – інтенсивна пластична деформація

УЗУО – ультразвукова ударна обробка

ЗТП – зварювання тертям з перемішуванням

ГДПМ – гарячедеформований порошковий матеріал

ЕВП – електричний вибух провідників

ШК – шаровий інтерметалідний композит

МДО – мікродугове оксидування

РФС – рентгенівська флуоресцентна спектроскопія

МЛ – механічне легування

ТЕМ – трансмісійна електронна мікроскопія

РСМА – рентгеноструктурний мікроаналіз

ОЦК – об’ємноцентрована кубічна ґратка

ГЦК – гранецентрована кубічна ґратка

СВС – самопоширюючий високотемпературний синтез

МКД – мікродеформація

РЕМ – растрова електронна мікроскопія

ЕДАР – енергодисперсійний аналізатор

ОКР – область когерентного розсіювання

ОП – охорона праці

ВСТУП

Створення конструкційних матеріалів нового покоління з покращеними функціональними властивостями для роботи в умовах комбінації силових та температурних полів, впливу агресивних середовищ, глибокого вакууму, високого тиску тощо є актуальним завданням сучасного матеріалознавства [1]. Проте зазвичай постає необхідність отримання з'єднань типу «метал – метал» (навіть у разі взаємної нерозчинності), «метал (сплав) – оксид», «метал (сплав) – неметал (наприклад, вуглецеві нанотрубки)», саме у приповерхневих шарах виробів.

Метод механічного легування, який полягає у спресовуванні, подрібненні і наступному з'єднанні порошків і лігатури шляхом механічного впливу, найчастіше, здійснюється за використання різного обладнання для подрібнення за допомогою куль: вібраційних та планетарних млинів, високошвидкісних змішувачів і т.д. Процеси механічного легування використовуються для одержання жароміцних та жаростійких сплавів [2]. Проте дана методика досить довготривала і використовується, як правило, для обробки порошків металів, оскільки не дозволяє ефективно здійснювати модифікацію поверхні готових деталей та конструкцій.

Тому нині інтенсивно розвиваються методики механічного легування з використанням методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД). За умов ІПД домінуюча роль у перерозподілі атомів поверхневого шару та в об'ємі матеріалу, процесах фазоутворення і формуванні необхідних фізико-хімічних властивостей металевих матеріалів належить процесам аномального масоперенесення за низьких температур [3].

Одним з найбільш ефективних методів модифікації поверхні [4, 5, 6] та формування високоміцних композиційних покриттів [1, 7] є технологія ультразвукової ударної обробки (УЗУО).

Дослідження впливу ультразвуку на структуру та властивості металів і сплавів [3, 7-11] показали, що інтенсивні коливання кристалічної ґратки, які

збуджуються під дією ультразвуку, супроводжуються значними знакозмінними напруженнями та деформаціями. При цьому починається рух дислокацій та їх взаємодія, що обумовлює збільшення щільності дислокацій і концентрації точкових дефектів.

Застосування УЗУО для дослідження масоперенесення викликає значний інтерес, оскільки зразки піддаються багатократному імпульсному впливу з великою частотою, що може суттєво змінити динаміку процесу, а також характер розподілу дифундуючих атомів. Так, наприклад, в роботі [11] за допомогою методу Оже-спектроскопії з йонним травленням досліджено взаємне масоперенесення Cu і Al при їх спільній ультразвуковій ударній обробці за контактено-зсувною схемою навантаження на повітрі. Показано, що концентраційний розподіл Al в Cu має рівномірний характер після УЗУО і максимальна концентрація Al досягає 60,5 ат.% на глибині від 30 нм до 150 нм.

У даній роботі використано більш інтенсивні режими УЗУО (за умов квазігідростатичного стиснення зразка) для механічного легування поверхневих шарів алюмінієвого сплаву Д16 атомами Fe та аналізу процесів фазоутворення у області взаємодії. Як відомо, сплави на основі інтерметалідів Fe-Al та покриття із них характеризуються високою корозійною стійкістю у окислювальних атмосферах, унікальними механічними властивостями та невисокою собівартістю.

Нині йде пошук відносно простої технології їх одержання, оскільки ефективність практичного застосування не викликає сумніву. В якості перспективного методу одержання сплавів Fe-Al із нанорозмірною структурою пропонується, наприклад, механічне сплавлення [13]. Автори дослідили можливість з'єднання елементів за відсутності взаємної розчинності у твердому стані методом зварювання тертям із перемішуванням (ЗТП) на прикладі саме системи Fe-Al. Зазначається, що після ЗТП пластин з алюмінієвого сплаву АМг6 та армко-Fe спостерігається масоперенесення Al у Fe із утворенням частинок інтерметалідних фаз FeAl_3 , Fe_2Al_7 , FeAl_2 та мікропористість дифузійної області. Підвищений вміст кисню у місцях скупчення інтерметалідів свідчить про

формування оксидів. Інтенсивний процес окиснення відбувається і в процесі УЗУО сплаву Д16 на повітрі [6], саме тому в даній роботі нами використано УЗУО як на повітрі, так і в інертному середовищі.

Метою даної роботи є порівняльний аналіз особливостей хімічного і фазового складу приповерхневих шарів алюмінієвого сплаву Д16, ступеню їх зміцнення та інтенсивності процесів масоперенесення Fe в Al внаслідок УЗУО за різних умов ударного навантаження.

Відповідно до мети роботи визначено наступні завдання дослідження:

1. Розробка нового способу механічного легування поверхневих шарів сплаву Д16 атомами заліза з метою синтезу інтерметалідних покриттів у інертному середовищі та на повітрі.
2. Встановлення впливу режимів УЗУО на структуру та фазовий склад, а також рівень механічних властивостей поверхневих шарів сплаву Д16.
3. Порівняльний аналіз структурно-фазових станів та швидкості масоперенесення атомів заліза у поверхневих шарах сплаву Д16 внаслідок УЗУО різними ударниками.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Вплив інтенсивної пластичної деформації на структуру та властивості алюмінію і його сплавів

Для сучасних галузей промисловості, таких як авіаційна, будівництво двигунів, космічної техніки, приладобудування, необхідно створювати матеріали з високими експлуатаційними характеристиками такими, як довговічність, стабільність розмірів в поєднанні з низькою щільністю і коефіцієнтом теплового розширення.

В останні роки активно ведеться розробка нових способів отримання покриттів на основі інтерметалідних з'єднань з використанням достатньо простих технологій та спостерігається значний інтерес до металів і сплавів в наноструктурних і субмікрокристалічних станах. Це пов'язано з унікальними фізико-механічними властивостями цих матеріалів, що значно вищі, ніж властивості полікристалічних матеріалів. Одним з найбільш перспективних способів отримати наноструктурний і субмікрокристалічний стан в металевих матеріалах є методи інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [14, 15]. Тому матеріали з розмірами зерен в діапазоні від десятків до декількох сотень нанометрів стали об'єктами підвищеної зацікавленості у дослідників і практиків [16]. У порівнянні з традиційними технологіями деформаційної обробки матеріалу (прокатка, екструзія) методами ІПД отримують наноструктурні матеріали, які не можуть бути виготовлені за допомогою звичайної термомеханічної обробки [17]. Фізична сутність пластичної деформації металевих матеріалів полягає в русі потоків дефектів кристалічної структури і атомів в полі прикладених напружень [18].

ІПД спрямована на отримання однорідної наноструктури в об'ємі зразка. Наноструктури можуть бути утворені у чистих металах і сплавах (в тому числі і промислових) [19].

Для наноструктурування матеріалів широко використовуються

різноманітні методи інтенсивної пластичної деформації. Найпоширенішими є рівноканальне кутове пресування, деформація тонких пластин на наковальнях по схемі Бріджмена за схемою «стискання + кручення», поздовжньо-поперечна прокатка, всебічна ковка, ультразвукова ударна обробка поверхневих шарів [20].

В роботі [21] досліджувався вплив термічної обробки на деформацію окремих фаз в сплаві Д16. Результати даних показали, що у відпаленому стані Д16 значення граничної деформації зерна становить 60 %, включень 150 %; в загартованому і стані старіння деформація довжини зерна 114 %, а включень 46 %; в загартованому і перестареному стані деформація довжини зерна 118 %, включень 82 %. Деформація зерен Д16 рівномірно збільшується по всьому перетину зразка, наближаючись до центру деформації, де починається область руйнування і збільшується найбільш інтенсивно. Більші значення ступеня деформації включень пояснюються тим, що їх розміри на порядок менші розмірів зерна сплавів.

Автори [17] досліджували структурні зміни в алюмінієвих сплавах при ІПД. Дана обробка призводить до утворення фазового стану, який ближче до термодинамічної рівноваги ніж вихідний. Середній розмір зерна в результаті деформації в Al-Mg сплавах складав ~150 нм і 90 нм, а в Al-Zn-Mg ~ 150 нм і 120 нм. Для структури сплавів характерна висока щільність дислокацій ($>10^{14} \text{ м}^{-2}$). Дані електронної дифракції показали, що у вихідному та деформованому станах присутні інтерметалідні фази: β -фаза (Al_3Mg_2) для системи Al-Mg, та τ -фаза $[\text{Mg}_{32}(\text{ZnAl})_{49}]$. Частинки фаз у деформованих зразках розміром ~10 нм рівномірно розподілені по об'єму матеріала. В даних зразках не було виявлено зон Гін'є-Престона (GPI I GPII), а також фаз α'_R , та α'_m , що послідовно з'являються при повільному розпаді пересичених твердих розчинів. Для всіх груп сплавів величина мікротвердості в початковому стані зростає зі збільшенням вмісту Mg і Zn. В недеформованих зразках спостерігалася низька щільність дислокацій і великий розмір зерна, виміряна величини відповідає твердості пересиченого твердого розчину. Ріст мікротвердості пов'язаний з явищем твердорозчинного зміцнення. Твердість деформованих сплавів Al-Mg і

Al-Zn-Mg дещо збільшується зі зростанням концентрації Mg і Zn. Це також пояснюється твердорозчинним зміцненням. Деформація даних сплавів призводить до невеликого зниження мікротвердості. Більш значне зниження величини мікротвердості спостерігається в сплавах Al-Zn в результаті деформації. Це доволі незвичайна поведінка сплавів, коли замість зміцнення матеріалу при деформації відбувається падіння характеристик міцності.

В результаті того, що ефект знеміцнення, який пов'язаний з розпадом пересиченого твердого розчину, переважає над зміцненням, викликаним зменшенням розміру зерна і ростом щільності дислокацій, при деформації спостерігається зменшення міцності матеріалу. Більш повільний розпад для сплавів, що містять Mg пояснює чому в цих сплавах знеміцнення виражене в менший мірі.

В роботі [22] дослідження гарячедеформованого порошкового матеріалу (ГДПМ) системи Al-Si на основі порошків з розміром менше 26 мкм при великому збільшенні із використанням просвічуючого електронного мікроскопа показало неоднорідність мікроструктури. Розміри зерна α -Al в діапазоні від 150 нм до 600 нм, первинного та евтектичного Si від 100 нм до 200 нм. Варіювання розміру часток Si зумовлено через використання різних за розміром частинок порошку.

Результати досліджень міцності і відносного подовження (δ) в напрямку екструзії при кімнатній температурі показують, що збільшення вмісту Fe і використання порошку, що має розмір часток менше 26 мкм призводить до збільшення міцності ГДПМ. Коли вміст Fe становить 5 % по масі, то досягається підвищена міцність сплаву ($\sigma_b = 359$ МПа) в поєднанні з низьким подовженням ($\delta = 4,3$ %). Підвищена межа міцності на розрив системи Al-Si може бути забезпечена шляхом керування розмірами зерен Si. Випробовування на зносостійкість показали, що ГДПМ на основі порошка з сплава $Al_{20}Si_5Fe$, який характеризується структурою з дрібнодисперсними включеннями первинного Si і інтерметалідів системи Al-Fe-Si, має високу зносостійкість на всьому діапазоні зміни швидкості ковзання через високі властивості міцності.

В роботі [23] було досліджено фазовий і хімічний склад нанопорошків, отриманих за допомогою спільного електричного вибуху провідників (ЕВП) з різних металів, зокрема залізо і алюміній.

Залізо і алюміній утворюють інтерметаліди: FeAl_3 , Fe_2Al_7 , Fe_2Al_5 , FeAl_2 , FeAl , Fe_3Al .

Відповідно до рентгенофазового аналізу фазовий склад продуктів ЕВП залізних і алюмінієвих провідників достатньо складний і змінюється при окисленні в повітрі, що ускладнює віднесення рефлексів на рентгенограмах до конкретних фаз. Імовірно, що в продуктах ЕВП присутні декілька інтерметалідів: FeAl , FeAl_3 , Fe_2Al_5 , які в повітрі окислюються уже при кімнатній температурі. Згідно даних електронної мікроскопії частинки зразків мають сферичну форму, сильно агломеровані.

Встановлено, що найбільший вихід інтерметалідів спостерігається при максимальному перемішуванні компонентів – первинних продуктів електричного вибуху, яке забезпечується при тісному контакті провідників, що вибухають. Тому раціонально для отримання нанопорошків за допомогою електричного вибуху використовувати біметалічні провідники і їх сплави. Для пар металів збільшення введеної в провідник енергії і енергії дугової стадії розряду призводить до росту виходу інтерметалідів.

Автори [24] вивчали фазовий склад зерен інтерметалідів, що утворюються в процесі взаємодії розплаву алюмінію з титаном на різних стадіях утворення структури шарового інтерметалідного композиту (ШК).

В початковій стадії взаємодії між титаном та розплавом алюмінію відбувається мало активно з переносом атомів через оксидну плівку і після десяти хвилинного нагріву виявлялася лише інтерметалідний прошарок в титані середньої товщини $\delta \approx 2$ мкм локальним збільшенням до 10 мм – 12 мм на ділянках з розривом шару. Збільшення часу нагріву до 30 хв призвело до росту δ до 8 мкм за практично лінійним законом і появи окремих скупчень інтерметалідних частинок, що розповсюдилися в алюмінієвий шар, що закристалізувалися на глибину до 20 мкм – 50 мкм в зоні мікрodefektів оксидних

плівок. Після 2 год відпалу при 750 °С локальні ділянки підвищеної концентрації інтерметалідів в розплаві, що розпоширилися на глибину 50 мкм – 70 мкм, що утворили дифузійний шар, заповнений дисперсними інтерметалідними частинками. Варіювання температури і часу відпалу дозволило вивчити структуру, що формується як на стадії росту, так і на стадії насичення. Після відпалу при 675 °С протягом 6 год металографічно виявлялися зерна інтерметаліда з про шарками твердого розчину на основі алюмінію, а на дифрактограмі виявлені рефлекси тільки інтерметаліда $TiAl_3$ і $Al(Ti)$. Перехід до стадії насичення при відпалі протягом 4 год при 700 °С призвів до зникнення рефлексів твердого розчину титана в алюмінію, але нових інтерметалідних фаз, крім $TiAl_3$, не утворювалося. При підвищенні температури відпалу до 750 °С, вже на стадії росту (після 2 год) крім дифракційних максимумів $TiAl_3$ і $Al(Ti)$ з'явилися дуже слабкі рефлекси ще одного інтерметаліда – $TiAl$, які не зникали при збільшенні тривалості термообробки до 4 год.

В роботі [25] було досліджено процеси лазерного легування поверхні алюмінієвих сплавів. Дослідження мікроструктури алюмінієвого сплаву АЛ30 після легування його поверхні порошками Fe, Ni і сплава системи Ni-Cr-B-Si за допомогою випромінення неперервного лазера показало, що легуючі елементи по легованій зоні розподілені нерівномірно і в загальному випадку утворюються три шари або ділянки. Перший шар в центральній частині легованої зони біля самої поверхні має найбільшу концентрацію компонентів, що вводяться. Структура являє собою твердий розчин та інтерметалідні фази. При легуванні залізом інтерметалідна фаза являє собою $FeAl_3$, при легуванні нікелем і сплавом Ni-Cr-B-Si – $NiAl_3$, Al_6Cu_3Ni , Ni_2Al_3 . Інтерметалідні фази з надлишком алюмінію $NiAl_3$ і Ni_2Al_3 , а також $NiAl$ зафіксовані при легуванні поверхні сплаву АМг6 неперервним CO_2 -лазером з інжекцією порошку нікелю в зону впливу. Мікротвердість відрізняється великим діапазоном (таблиця 1.1).

При лазерному легуванні алюмінієвого сплаву нікелем і нікелевим сплавом легована зона має більш однорідну будову ніж при легуванні залізом, а інтерметаліди мають більш глобулярну форму.

В другому шарі, де концентрація компонентів, що вводяться, дещо менша, інтерметаліди дрібніші, мікротвердість має менший діапазон ніж у першому шарі. В третьому шарі, що знаходиться на границі з нерозплавленим металом, інтерметалідів практично немає, структура і мікротвердість подібна до структури сплаву після лазерної обробки без легування.

При введенні в алюмінієвий сплав АЛ25 при імпульсному легуванні Fe мікротвердість зон лазерного впливу також підвищується і складає $H = 350$. При цьому для усунення тріщино- і пороутворення кількість елементів, що вводяться до 5% – 6%. Однак при легуванні алюмінієвих сплавів сплавами на основі заліза в залежності від встановлених параметрів можуть зустрічатися два типи покриттів. В першому спостерігається гомогенна ванна розплаву, де залізовмісний елемент легує матрицю алюмінію. При збільшенні вмісту заліза в покритті росте доля Fe_xAl_y -фаз, поява яких супроводжується окрихчуванням покриття і утворенням тріщин. При другому механізмі утворення спостерігається утворення двох розділених ванн розплаву, де залізний розплав занурюється в алюмінієву матрицю.

Таблиця 1.1 – Розміри і мікротвердість легованих зон сплаву АЛ30 [25]

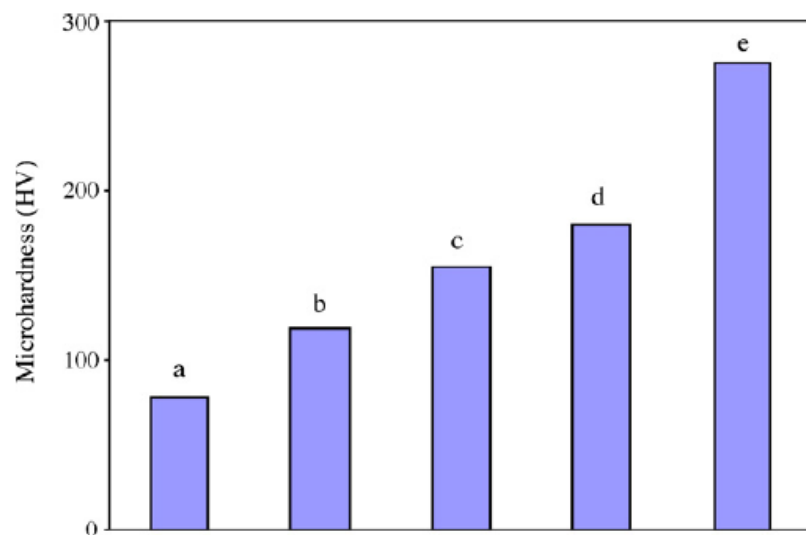
Материал подложки, вид обработки	Легирующие компоненты	Глубина легированного слоя, мм	Микротвердость, Н		
			Первый слой	Второй слой	Третий слой
АЛ30, без сканирования	Fe	1,2-1,3	223-836	270-402	172-195
	Ni	0,9-1,0	213-609	172-301	146-195
	ПГ-СРЗ	1,2-1,5	213-609	223-318	146-203
АЛ4, без сканирования	ПГ-СРЗ	2,7-3,3	-	196-270	141-203
АЛ4, со сканированием	ПГ-СРЗ	1,85-2,3	-	185-234	152-195
АЛ4, со сканированием	SiC	1,85-2,4	-	-	151-176

Включення фаз, що формуються на базі Ni і Fe мають голчасту форму, а на базі Cr і Cu – округлу.

Особливістю формування структури легованих зон алюмінієвих сплавів є велика перенасиченість твердого розчину, що значно переважає розчинність в

рівноважних умовах, а також утворенням інтерметалідів.

Ефективним підходом для поліпшення властивостей алюмінію і його сплавів шляхом формування керамічних плівок на поверхні є мікродугове оксидування (МДО), що розглянуте у роботі [26]. Ці покриття складаються в основному з $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ і $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ і вміст змінюється залежно від товщини плівки. Результати рентгенівської флуоресцентної спектроскопії (РФС), що показані на рис. 1.1 показують, що покриття Al_2O_3 з мікрочастинками Fe містять великі концентрації Fe, що проникли шляхом дифузії та електрофорезу. Масовий відсоток Fe лінійно зростає від 0,87 до 3,4 і 16,16, коли товщина плівки збільшується від 5 мм до 20 мм і 50 мм відповідно. Після втілення мікрочастинок Fe, збільшилася мікротвердість зразків, як показано на рис. 1.1.

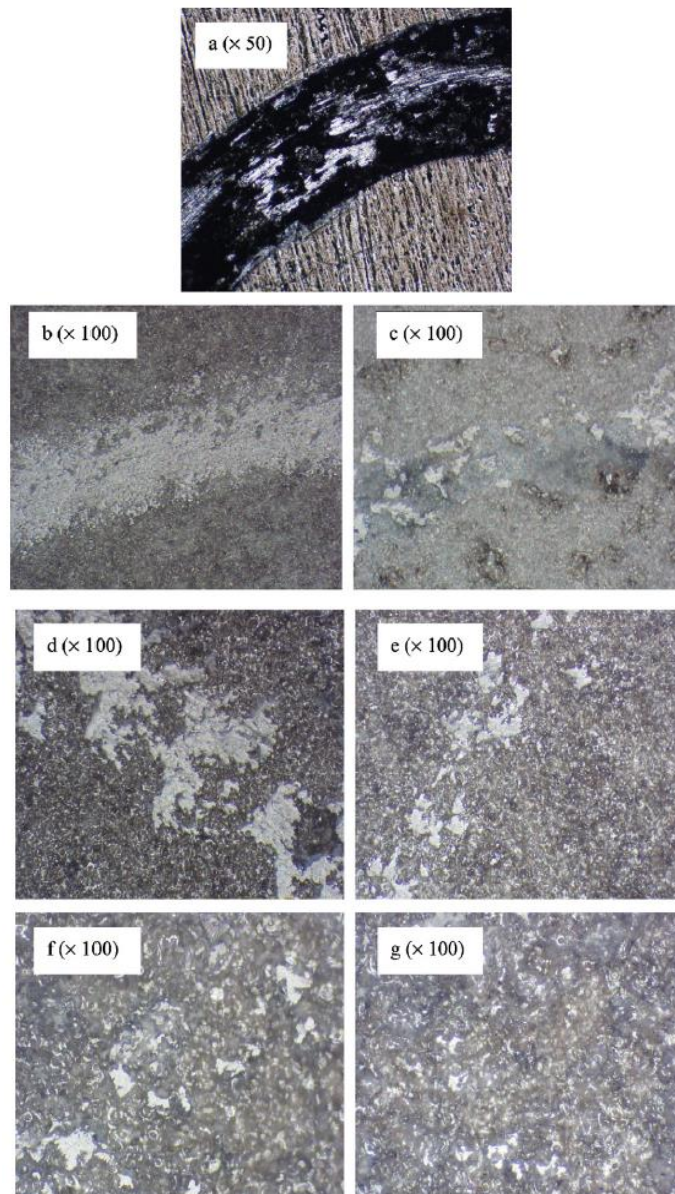


a) необроблений зразок, b) 5 мм покриття без Fe; c) 5 мм покриття з Fe;
d) 20 мм покриття без Fe; e) 20 мм покриття з Fe

Рисунок 1.1 – Мікротвердість необробленого зразку і зразки з МДО Al_2O_3 покриттям при навантаженні 200 г [26]

Слід зазначити, що точне вимірювання мікротвердості на товщині покриття 50 мм важко, тому що покриття досить грубе. Тим не менш, в дослідженні припускається, що збільшення твердості відбувається за рахунок зниження пористості, отже отримується більш щільніша поверхня.

Всі покриття показують незначне зниження ваги після розсувних випробувань. Для того щоб краще зрозуміти поведінку зношення покриттів МДО Al_2O_3 з мікрочастинками Fe і без, сліди зносу оцінювали за допомогою оптичної мікроскопії (50× збільшення для необроблених зразків і 100× збільшення для зразків з покриттям). Мікроснімки показані на рис. 1.2.



а) необроблений зразок; б) 5 мм покриття без Fe; в) 5 мм покриття з Fe;
д) 20 мм покриття без Fe; е) 20 мм покриття з Fe; ф) 50 мм покриття без
Fe; г) 50 мм покриття з Fe

Рисунок 1.2 – Сліди зносу [26]

Сліди зносу покриттів МДО Al_2O_3 з мікрочастинками Fe вужчі і більш компактні в порівнянні з тими, що на покриттях МДО Al_2O_3 без мікрочастинок Fe тієї ж товщини.

Емпіричне зниження коефіцієнта тертя виникає через покращення твердості поверхні і зменшення пористості покриттів МДО Al_2O_3 з втіленням мікрочастинок Fe.

Наші результати також показують, що механічні властивості покриттів МДО тісно пов'язані зі структурою поверхні. У той час як звичайні МДО-покриття часто володіють пористими поверхнями, втілення мікрочастинок Fe в електроліт змінює структуру можливими реакціями, що відбуваються в мікродуговому розряді каналів, таких як дифузія та електрофорез під МДО. Отже, досягається більш щільна і менш пориста структура покриття МДО Al_2O_3 .

Результати показують, що механічні властивості покриттів МДО Al_2O_3 з Fe-втіленими частинками, такі як твердість і зносостійкість покращуються.

У роботі [27] досліджувалося механічне легування (МЛ) Al-Cu сплавів. Для того щоб ідентифікувати фази, отримані МЛ, були отримані рентгенівські дифрактограми вихідних і МЛ порошоків різного розмолу (рис. 1.3). Один з основних висновків полягає в тому, що $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ фазу вже видно на 5,5 год (трикутники на рис 1.3, а), виявлено піки надструктури (наприклад, (300), див. рис. 1.3, b), що підтверджують, що Al_4Cu_9 існує в основному в його γ_1 упорядкованому варіанті, а не в частково неупорядкованому одному γ_0 .

Виявлення γ_1 було при кімнатній температурі відповідно до температури переходу $\gamma_1 \leftrightarrow \gamma_0$ ($\sim 800^\circ\text{C}$), але це не виключає можливості МЛ-індукованої переважної γ_0 нуклеації в сильно неупорядкованих зонах. У той час як піки, характерні для фази $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ виникають при 90 год, важливою особливістю є відсутність інших інтерметалідів в будь-який інший час розмолу. Інтенсивності піків Al і Cu безперервно зменшуються зі збільшенням часу розмолу, що узгоджується з МЛ-індукованим прогресивним перемішуванням обох елементів.

Крім того, піки Cu зникають, коли розмол досягає 45 год, що свідчить про повне розчинення Cu в Al, що узгоджується з утворенням інтерметалідів,

зокрема $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$, так як останній являє собою Cu – багаті з'єднання.

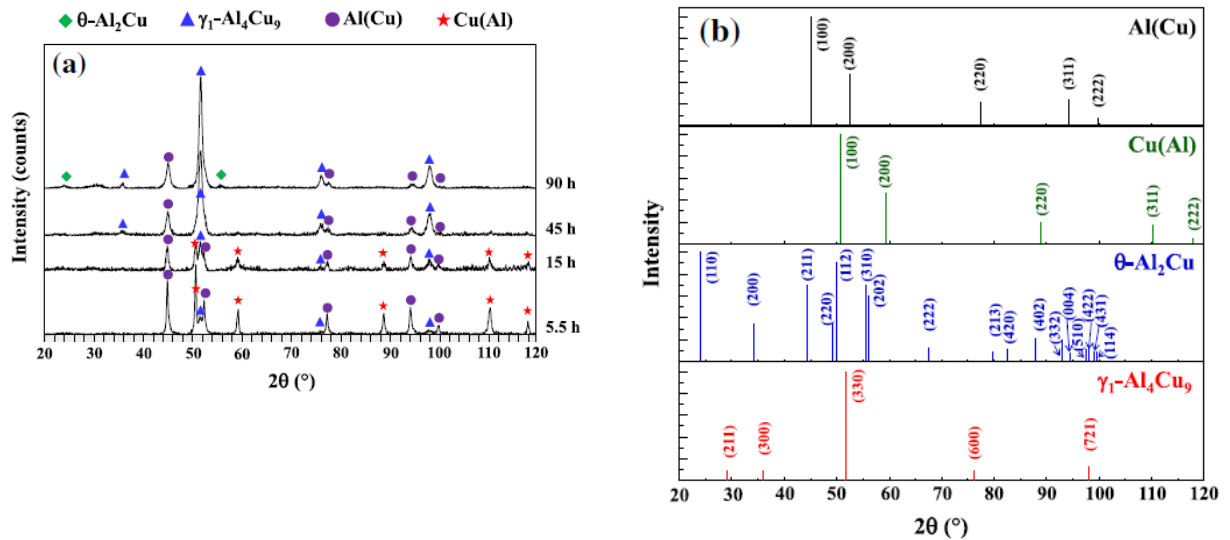


Рисунок 1.3 – Рентгенограми Al-25% Cu порошків після різного часу розмолу (а) і теоретична інтенсивність кожної фази Al (JCPDS-PDF 04-0787), Cu (JCPDS-PDF 04-0836), $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ (JCPDS-PDF 25-0012) і $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ (JCPDS-PDF 24- 00023) (b) [27]

В цілому, наш рентгенівський аналіз однозначно дозволяє зробити висновок, що МЛ Al-25 ат.% Cu переважно призводить до утворення $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ від раннього розмолу. Жоден інший інтерметалід не утворюється, ніж рівноважне з'єднання $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, що спостерігається на пізніх стадіях МЛ. Груба суміш досягається через 5,5 год, що є достатньо щоб індукувати утворення $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$, і тому остання повинне відбуватися в зонах границь розділу Al / Cu.

Рентгенограми були уточнені за допомогою методу Рітвельда, який дозволяє проводити кількісну оцінку кількості фаз, присутніх в МЛ сумішей в залежності від часу розмолу. Співвідношення Cu зменшується з часом розмолу і залишається нижче, ніж вихідне – розбіжність, можливо, пояснюється забрудненням фрезерного пристрою.

Незважаючи на цей ефект основні зміни в фазі відбуваються між 5,5 год і 15 год розмолу. Зокрема, $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ формується в основному на ранніх стадіях МЛ, і 15 год достатньо для перетворення більш як 50 мас.% системи в $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$.

Крім того, масові фракції Al, Cu і $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ досягають плато після цього розмолу, з максимальною конверсією в $\gamma_1\text{ Al}_4\text{Cu}_9$ від ~ 60 мас. %.

Через 90 год, Cu має повністю зникнути, а інші фази (в порядку убутання значущості) є $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$, Al (Cu) і $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$. Різке збільшення кількості інтерметалідів, що відбувається між 5,5 год і 15 год розмолу збігається з морфологічним уточненням. Ця особливість, ймовірно, пов'язана зі збільшенням загальної площі Al / Cu, що дозволяє краще сусідство між хімічними видами Cu і Al. На цьому етапі результати дають підстави вважати, що сценарій для формування $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ в МЛ не може істотно відрізнятися від того, що зустрічаються в дифузійній парі експериментів (при відсутності $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ за винятком), а саме інтерметаліди обмежені в ділянці зон. Для забезпечення безпосередньої картини морфології МЛ, використовувалася трансмісійна електронна мікроскопія (ТЕМ) з високою роздільною здатністю для характеристики зразка, якого подрібнювали протягом 90 год, а саме, коли з'єдналися нанорозмірні кристаліти всіх фаз, що дають мікрометричну однорідну морфологію.

Спостереження $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ в Cu-багатих зонах передбачає, що формування $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ може слідувати іншим шляхом від тих, що зазвичай зустрічаються, тобто це утворення не обов'язково може відбуватися на границі розділу Al / Cu, всупереч дифузії пари експериментів. Цей висновок підтверджується низькою термостійкістю $\gamma_1\text{-Al}_4\text{Cu}_9$, що наводить на думку про те, що механізм, відповідальний за його формування вимагає низької теплової активації.

У роботі [28] досліджували з'єднання Al-Fe отриманих зварюванням тертям з перемішуванням (ЗТП). Алюмінієвий сплав АМг6 був підданий ЗТП з армко-залізом (008ЖР). Пін-інструмент впливав на алюмінієвий сплав на глибині 6 мм. При ЗТП з цих металів в поперечному перерізі зони з'єднань утворюється ядро розмірності (8,2 x 5,4) мм і відбувається клиноподібне втілення заліза на глибину 2 мм з обох боків від ядра (рис.1.4, а). Структура виямки неоднорідна, складається з трьох областей (рис. 1.4, б-г). Виямка утворюється в першу чергу в результаті перенесення маси алюмінію, так як всі

зони, відповідно до рентгеноструктурного мікроаналізу (РСМА) мають алюмінієву матрицю (рис. 1.5, а). У верхній частині знаходиться зона зі структурою на основі алюмінію з включеннями інтерметалідів FeAl_3 і Fe_2Al_7 (з вмістом алюмінію відповідно 59 мас.% і 63 мас.%) (рис. 1.4, б; 1.5, а). Мікротвердість даної зони становить (980...1168) МПа.

Середня частина виямки має найбільшу гетерогенність (рис. 1.4, в; 1.5, б). В алюмінієвій матриці розташовані подовжені частки заліза різних розмірів і скупчення інтерметалідів Fe_2Al_7 та FeAl_2 .

У витягнутих частках заліза дифузії алюмінію невиявлена, але їх твердість збільшилася ((1360 \pm 2740) МПа), очевидно, це є результатом перенесення маси в процесі деформації. Інтерметалід FeAl_2 , що містить 49 мас.% алюмінію знаходиться в безпосередній близькості, утворюючи окантовки частинок заліза, а алюмінід Fe_2Al_7 хаотично розташований в алюмінієвій матриці, що покращуючи її мікротвердість до (1260...1930) МПа.

В зоні виямки, що безпосередньо контактує із залізом, основною структурною складовою є алюмініди Fe_2Al_7 і FeAl_2 , що утворюють язикоподібні втілення в структуру заліза (рис. 1.4, а, г; 1.5 в). Алюмініди заліза розміщуються в алюмінієвій матриці, тому мікротвердість структури невелика – (2340...3220) МПа в порівнянні з мікротвердістю самих інтерметалідів (близько 10 000 МПа).

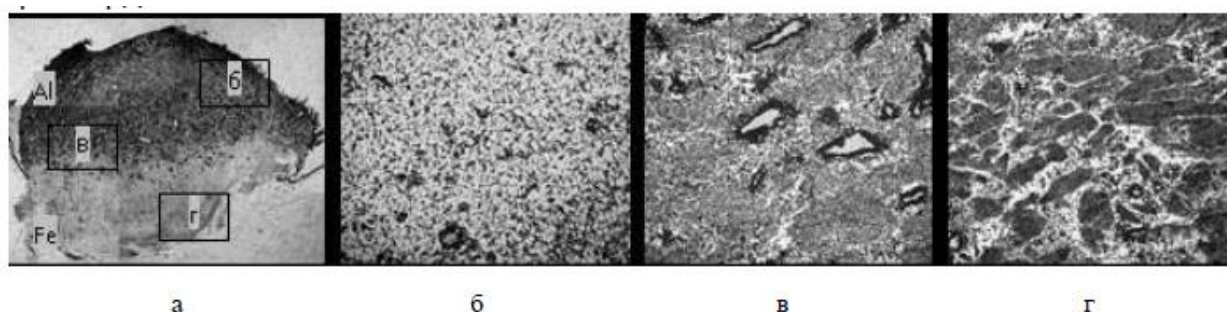


Рисунок 1.4 – Загальний вигляд (а) і мікроструктура (б-г) поперечного шліфа зварного з'єднання Fe/Al, отриманого ЗТП (а - х15; б, в, г-х100) [28]

У структурі ядра виявлена мікропористість, очевидно обумовлена

утворенням інтеметалідних фаз (рис. 1.5). Відповідно даним РСМА [28] в алюмінієвому сплаві і в залізі на відстані (10...15) мкм від ядра взаємодифузія елементів не зафіксована.



Рисунок 1.5 – Мікроструктура верхньої (а), середньої (б) і нижньої частин ядра з'єднань Al/Fe, отриманих ЗТП, знято у відбитих електронах (а-в) [28]

При дослідженні поздовжнього перерізу зони з'єднання виявлено, що вона суцільна, не містить дефектів і носить хвилеподібний характер і змінюється по ширині від 3,4 мм до 6,9 мм. Її структура складається з ділянок, аналогічно до описаних при аналізі поперечного перерізу даного зварного з'єднання.

Підвищений вміст кисню в місцях скупчення інтерметалідів свідчить про те, що одночасно з їх формуванням утворюється невелика кількість оксидів. Найбільш тверді ділянки зони з'єднання ((2870 ± 410) МПа) складаються з інтерметалідів, що розташовані в алюмінієвій матриці, тому мікротвердість цієї структури значно менше, в порівнянні з мікротвердістю самих інтерметалідів.

Крім традиційних і методів поверхневої пластичної деформації, які успішно застосовуються слід відмітити перспективний і метод ультразвукової ударної обробки (УЗУО), що активно розвивається в останні роки [29].

Перевагою методу у порівнянні з нанесенням покриттів є відсутність проблеми формування плавного переходу мікроструктури і властивостей між поверхневим шаром і об'ємом матеріалу. Тобто відсутня проблема адгезії, яка є важливим фактором експлуатаційних властивостей захисних покриттів. Крім того механізм нанокристалізації не пов'язаний зі зміною хімічного складу

вихідного матеріалу. В деяких випадках після ПД можливий в поверхневому шарі не тільки процес подрібнення зерне, але і формування нового фазового складу, що сприяє зміцненню даного шару [16].

Інтерес використання УЗУО зумовлений перевагами обробки, малими габаритами, простотою у використанні, високою потужністю, хорошим контролем параметрів обробки, консистенцією, економічною доцільністю, безпекою, а також широким спектром практичних застосувань [30, 31].

Результати випробувань [32] показали, що УЗУО підвищила втомні характеристики всіх оброблених деталей за рахунок поліпшення зварного шва. Відбулася зміна мікроструктури і впровадження стискаючих залишкових напружень в обробленому зварному шві. Обробка ефективно підвищила поріг росту втомних тріщин і межу втоми. Поліпшення втомної міцності через УЗУО [33] коливається від $\sim 120\%$ для зразків з високоміцної сталі до $\sim 80\%$ для алюмінієвих зразків у порівнянні з вихідним станом. В роботі [34] УЗУО було порівняно з іншими методами, що сприяють підвищенню втомної довговічності. Показано, що при правильному виборі умов, УЗУО може забезпечити кращим поліпшення втомної довговічності.

Новизна методу полягала в тому, що вперше був реалізований спосіб передачі і трансформації енергії ультразвуку виробу, що оброблюється за допомогою переміщення уздовж осі коливальної системи стрижневих ударних елементів (індентора) з малою (щодо несучої частоти стохастичного ударного імпульсу) хвильовою довжиною.

Розробка технології УЗУО була спрямована на підвищення ресурсу, опору втоми, корозійно-втомної міцності, зменшення залишкових зварювальних напружень і деформацій корпусних конструкцій [35]. Найчастіше використовується контактено-зсувна схема УЗУО на повітрі.

Автори [6] досліджують зміну мікротвердості сплаву Д16 під дією УЗУО. Застосувавши УЗУО за умов квазігідростатичного стиснення зразка вони збільшили тривалість обробки до 260 с порівняно із контактено-зсувною схемою навантаження. Внаслідок чого під дією УЗУО на повітрі було виявлено ефект

циклічного характеру зміни мікротвердості поверхні сплаву Д16, що проявляється у чіткому чергуванні стадій – за стадією зміцнення йде стадія пластифікації. При збільшенні тривалості впливу перехід від стадії до стадії достатньо різкий і більш розмитий при збільшенні амплітуди.

При тривалості обробки $\tau = 200$ с значення мікротвердості досягається 12 ГПа, ефект зміцнення становить ~ 600 %. Зі збільшенням тривалості УЗУО до 80 с концентрація кисню на поверхні та за глибиною приповерхневого шару наближується до 60 ат. %, електричний опір поверхневого шару поступово зростає. Таким чином, однією з причин зміцнення поверхні сплаву Д16 стає процес механохімічного окиснення під дією інтенсивної пластичної деформації на повітрі.

Максимальна товщина модифікованого шару після УЗУО досягає 140 мкм. Застосування УЗУО дає можливість зміцнювати поверхневий шар зразків, які піддані попередній термічній обробці. Ефект такого додаткового зміцнення перевищує ефект штучного старіння у кілька разів.

УЗУО також сприяє виділенню нанорозмірних преципітатів зміцнювальної S' -фази Al_2CuMg , яка когерентна з матрицею. Відомо, що формування таких нанорозмірних преципітатів може не тільки компенсувати падіння міцності за рахунок росту зерна, але й підвищувати міцність більше ніж на 10 %. Кількість S' -фази зростає зі збільшенням тривалості обробки до 200 с приблизно у сім разів.

Ефект механохімічної взаємодії кисню повітря з поверхнею сплаву Д16 дає можливість за умов УЗУО одночасно із низько- температурними процесами деформаційного наноструктурування синтезувати міцні (до 12 ГПа) оксидні покриття товщиною кілька десятків мікрометрів.

У роботі [4] найбільше зростання мікротвердості ($H_V = 195,6$ кгс/мм²) відбувається при амплітуді ультразвукового перетворювача $A = 13,9$ мкм і тривалості обробки 60 с. У цьому випадку після УЗУО ефект зміцнення становить 91 %. Для малих часів ультразвукової дії характерним є істотне збільшення мікротвердості (ефект зміцнення), а для більш тривалої обробки –

значне зниження мікротвердості (ефект знеміцнення). Зміцнення матеріалу на початкових стадіях деформації можна пояснити процесом подрібнення зерен і формуванням стійких сильно розорієнтованих комірчастих структур. При збільшенні ступеня деформації знеміцнення сплаву зумовлено процесами розпаду пересиченого твердого розчину на основі алюмінію і розчинення зміцнювальних дисперсних вторинних фаз.

У роботі [36] методами рентгеноструктурного аналізу і трансмісійної електронної мікроскопії досліджено особливості структури поверхневих шарів алюмінію після ультразвукової ударної обробки (УЗУО) з дисперсним порошком Ті. Показано, що УЗУО по контактнo-зсувній схемі веде до істотного перерозподілу текстурних складових в поверхневому шарі (до глибини 90 мкм) з переважним розташуванням площині (110) паралельно до обробленої поверхні. Отримано безпористий композитний шар товщиною до 50 мкм, в якому частинки Ті розміром (0,05 – 0,9) мкм рівномірно розподілені в матриці Al і міцно пов'язані з нею, очевидно, за рахунок формування на кордоні розділу частинка-матриця плівки Ti_3Al .

Дослідження [37] показало, що досить товсті підповерхневі композиційні шари ((~40 – 50) мкм) можна сформувати в сплавi Al-6Mg з використанням процесу УЗУО. Шари, що утворені містять квазікристалічні частинки, що рівномірно розподілені і щільно з'єднані з матрицею. Об'ємні фракції частинок квазікристалів були 0,09 і 0,22 відповідно. Характеристика шарів композиту може бути зведена до наступних висновків.

Процес УЗУО без зміцнення призводить до деякого збільшення додаткової твердості (до 1,13 ГПа), у той час як зразки з дрібнодисперсними квазікристалами Al-6Mg–УЗУО і грубими квазікристалами Al-6Mg–УЗУО продемонстрували в два рази вищу величину мікротвердості відносно початкового стану (0,84 ГПа): 1,91 ГПа і 1,78 ГПа відповідно. Ця відмінність пов'язана з наступними мікроструктурними характеристиками композитних шарів: збільшення щільності дислокацій і формування дислокаційних субграниць спостерігалось також в УЗУО обробленому сплавi, подрібнення

зерна і зміцнення дисперсії (з дрібнодисперсними квазікристалічними частинками).

В порівнянні з необробленим сплавом, зміцнюючі поверхневі шари з квазікристалічними частинками призводить до різної поведінки зносу. На відміну дрібних квазікристалічних частинок, які сприяють підвищенню зносостійкості, великі частки квазікристалів погіршують зносостійкість через їх схильності до фрагментації в процесі виготовлення та / або тестів на знос. Згубний вплив процесу фрагментації можна було б усунути шляхом збільшення часу обробки УЗУО та / або температури, що дозволить зробити тісні міжфазні зчеплення матриці і новостворених поверхонь квазікристалічних фрагментів.

Автори [37] прийшли до висновку, що зміцнення Al-6Mg сплаву з частинками субмікронних квазікристалів за допомогою УЗУО може поліпшити зносостійкість в приповерхневих шарах, коли досягаються такі особливості мікроструктури: щільне поверхнєве склеювання матриці і однорідне дисперсне посилення квазікристалів, дрібнозерниста мікроструктура і високі стискаючі залишкові напруги в поверхневому шарі.

У роботі [38] досліджені властивості поверхневого шару алюмінієвого сплаву AA7075 під дією ультразвукового впливу з різним часом обробки. Були знайдені три різних шари на поверхні алюмінієвих сплавів AA7075 під дією ультразвукової ударної обробки. Товщина шарів зростає зі збільшенням часу обробки або ступеня деформації. Рентгенівські дифрактограми показують, що оброблені поверхні не мають різних фаз з основного матеріалу і знаходяться в ГЦК гратці. Найвищі значення твердості всіх оброблених алюмінієвих сплавів AA7075 визначали в нанокристалізаційному шарі, який є верхнім шаром поверхні, це виникає через подрібнення зерна і наклеп. Збільшуючи час деформації різко збільшуються залишкові напруження через збільшення поверхні.

Сплав AA7075 був оброблений методом УЗУО з постійною високою частотою 17,5 кГц з часом обробки (3, 7 і 15) хв. Досліджено вплив часу процесу (також кількість деформації) на еволюцію мікроструктури і поведінку твердості.

З даного дослідження можна зробити висновки наступним чином:

- існують три різних шара в ультразвуковій ударній обробці поверхні сплавів АА7075. Це шари нанокристалізації, пластичної деформації і структура без зміни поверхні. Товщина шарів зростає зі збільшенням часу обробки або ступеня деформації;
- рентгенограми показують, що оброблені поверхні не мають різних фаз з основного матеріалу і знаходяться у фазі ГЦК. Слід зазначити, що результати аналізу залишкових напружень мають тенденцію до збільшення аналогічно результатам рентгеноструктурного аналізу. Різке збільшення залишкових напружень відбувається, збільшуючи час і кількість деформації, через збільшення поверхні, особливо при тривалому часу обробки;
- найвищі значення твердості всіх оброблених алюмінієвих сплавів АА7075 визначали в нанокристалізаційному шарі, який є верхнім шаром поверхні. Значення твердості зменшуються від поверхні до серцевини. Подрібнення зерна і деформаційне зміцнення призводить до збільшення твердості нанокристалізаційного шару.

Морфологія зерен в нанокристалізаційному шарі має два типи: витягнуту і рівноосну. У зв'язку зі збільшенням часу обробки і деформації кількість рівноосних зерен збільшується і розмір зерен зменшується.

Автори [39] дослідили вплив ультразвукового дробоструменевого зміцнення (УЗДЗ) на мікроструктуру, поверхневу сегрегацію, локалізацію та електрохімічну корозію сплаву АА2024 за методами іммерсійного тесту, потенціалу відкритого ланцюжка, спектроскопії електрохімічного імпедансу, поляризації, рентгенофазового аналізу, растрової електронної мікроскопії та енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії. Результати порівнюються з результатами сплаву АА7150. Як і у сплаві АА7150, частинки другої фази розрідженого поверхневого шару АА2024 розчиняються в матриці Al через розширену тверду розчинність, що викликана УЗДЗ. Після УЗДЗ коефіцієнт корозії АА2024 збільшився в 2-3 рази внаслідок поверхневого забруднення,

однак, міжкристалітна корозійна стійкість сплаву AA2024 значно посилилась обробкою УЗДЗ. Поліпшення локалізованої корозійної стійкості обумовлено, головним чином, процесом вирівнювання зерна та гомогенізації мікроструктур. На відміну від AA7150, потенціал відкритого ланцюга сплаву AA2024 в 3,5 мас.% розчині NaCl ($\text{pH} = 5,8$) зміщується в більш інертний напрямок після УЗДЗ. Це пов'язано з різною поведінкою сегрегації поверхонь двох досліджених сплавів.

У роботі [40] представлені результати дослідження впливу ультразвукової ударної обробки (УЗУО) на втомну поведінку природно відшарованих сплавів 7075-T6511. Зразки 7075-T6511 були виготовлені з панелей обшивки верхнього крила літака C-141. Проведено неруйнівну ультразвукову перевірку для визначення глибини пошкодження корозії від плівки. Деякі з пошкоджених зразків обробляли з використанням УЗУО. Випробування на витривалість проводили з використанням естетично відшарованих та оброблених УЗУО зразків. За допомогою скануючої електронної мікроскопії проводили фрактографічні аналізи на зразках для визначення механізму зародження тріщини. Попередні результати показали, що УЗУО має певний потенціал, щоб певною мірою, в залежності від рівня ексfolіації, збільшити зношення зразків природно відшарованого 7075-T6511. Для злегка відшаровуваного зразка УЗУО змінила механізм зародження тріщини від міжкристалітного розтріскування в пілінзі до фретування, що призвело до значно довшого тертя. Для сильно відшаровуваного зразка УЗУО трохи покращила тертя, але тріщини все ще зародилися в результаті міжкристалітного розтріскування, що не можна було видалити процесом УЗУО.

1.2 Властивості інтерметалідів Fe-Al

Діаграма стану Fe-Al показана на рис. 1.6. Система характеризується твердим розчином на основі заліза і шістьма нестехіометричними з'єднаннями Fe_3Al , FeAl (α_2), FeAl_2 , Fe_2Al_3 (ϵ), Fe_2Al_5 і FeAl_3 .

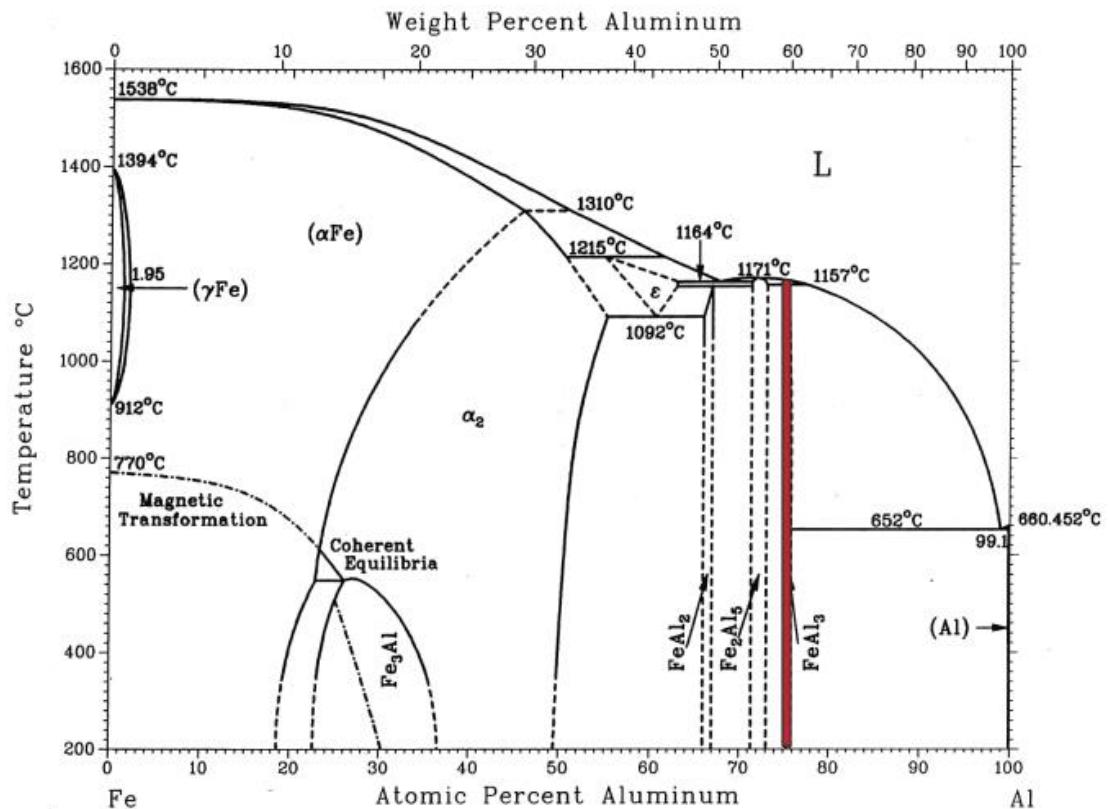


Рисунок 1.6 – Діаграма стану Fe-Al [41]

Таблиця 1.2 показує кристалічну структуру, діапазон стабільності і твердість для цієї фазової діаграми з особливим акцентом на інтерметаліди.

Інтерметалідні з'єднання FeAl і Fe₃Al володіють унікальними фізичними і механічними властивостями, такими як висока температура плавлення, висока твердість, мала густина і хороша стійкість до окислення і корозії. Крім того текучість цих інтерметалідних з'єднань збільшується з підвищенням температури до 600 °C. Таке поєднання властивостей робить інтерметаліди FeAl і Fe₃A корисними для використання в якості нагрівних елементів, компонентів фільтрів, високотемпературних штамів, прес-форм і інструментів.

Металокераміка Al₂O₃-Fe поєднує достатньо високі твердість, міцність, вогнетривкість, властиві оксиду алюмінію, з пластичністю і міцністю, характерними для заліза. Такий кермет, маючи відносно невисоку густину, володіє достатньо високою тріщиностійкістю, ударною в'язкістю і стійкістю до втомного руйнування [42].

Таблиця 1.2 – Кристалічна структура, діапазон стабільності і твердість фаз, що утворені в подвійній системі Fe-Al при кімнатній температурі [41]

Фаза	Кристалічна структура	Діапазон стабільності	Твердість по Віккерсу (9.8N)
Твердий розчин Fe	ОЦК	0-45	не досліджується
γ -Fe	ГЦК	0-1,3	не досліджується
FeAl	ОЦК (упорядкована)	23-55	470 (491-667)
Fe ₃ Al	D0 ₃	23-34	330 (344-368)
Fe ₂ Al ₃	Кубічна (складна)	58-65	не досліджується
FeAl ₂	Триклинна	66-66,9	невідомо (1058-1070)
Fe ₂ Al ₅	Орторомбічна	70-73	1013 (1000-1158)
FeAl ₃	Моноклинна	74,5-76,5	892 (772-1017)
Твердий розчин Al	ГЦК	99,998-100	не досліджується

Різниця в фізичних властивостях алюмінію і заліза досить суттєва: велика різниця температур плавлення, коефіцієнтів лінійного розширення, теплопровідності і теплоємності, наявність оксидної плівки у алюмінію. Це ускладнює синтез залізо-алюмінієвих з'єднань. Зіставлення кристалохімічних властивостей алюмінію і заліза свідчить про їх значну різницю. Невідповідність типів кристалічних решіток α -Fe і Al (ОЦК і ГЦК, різниця в параметрах $\sim 22\%$) і близькість атомних радіусів при значеннях атомної ваги, що різко відрізняється пояснюють обмежену взаємну розчинність цих металів. Розчинність заліза в алюмінію незначна і при температурі 655 °C складає 0,052%, а при 400 °C близька до нуля. Згідно [42], в системі Fe-Al існують тверді фази Fe₃Al (β 1), FeAl (β (розупорядкована), β 2 (упорядкована)), Fe₂Al₃ (ϵ), FeAl₂ (ζ), FeAl₃ (θ), Fe₂Al₅ (η).

Для синтеза інтерметалідів і керметів на основі систем Fe-Al використовується ряд методів, включаючи високотемпературні: лиття, порошкову металургію, самопоширюючий високотемпературний синтез (СВС),

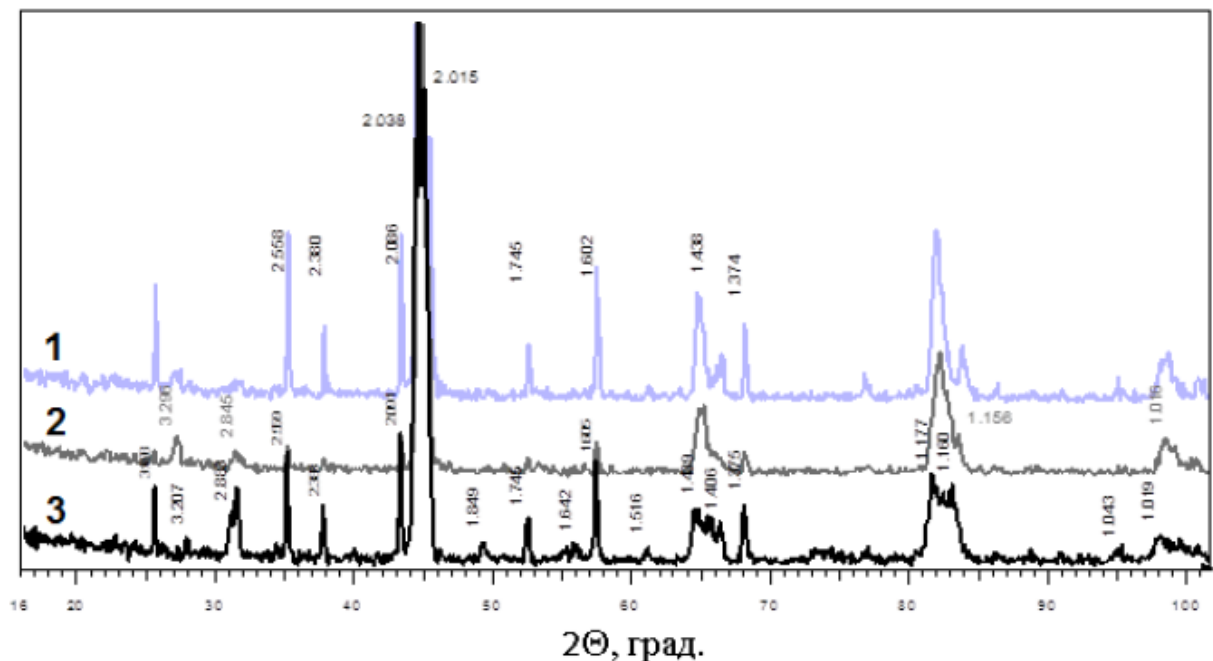
а також механохімічний синтез.

Крім того, можливий синтез інтерметалідних і темалокерамічних систем з допомогою іскрового плазмового спікання [9].

В роботі [42] метою є вивчення можливості синтеза нанокристалічних матеріалів, що містять металокераміку і інтерметаліди. Для цього використовувалися дисперсні прекурсори, отримані електрохімічним методом і містять елементні залізо і алюміній.

Хімічний і фазовий склад, тонку структуру залізоалюмінієвих систем визначали методом рентгенівської дифрактометрії. Характерні дифрактограми зразків наведені на рисунку 1.7.

Дифрактограми зразків близькі за рівнем фонові лінії і розрізняються між собою інтенсивністю рефлексів. Всі три зразки містять кубічні модифікації α -Fe і Fe_3Al , а також ромбоєдричну модифікацію Al_2O_3 (корунд).



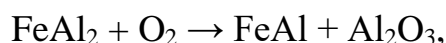
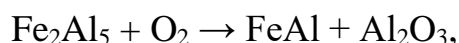
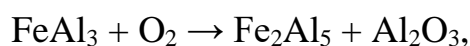
1 – 10 ат. % Al; 2 – 30 ат. % Al; 3 – 50 ат. % Al

Рисунок 1.7 – Дифрактограми зразків [42]

Аналіз профілю рефлексів Fe_xAl (FeAl і Fe_3Al) дифрактограми зразка №3

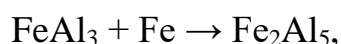
свідчить про наявність двох фаз, сукупність площин однієї з яких зміщена щодо нульової лінії, що призводить до зміщення і роздвоювання рефлексів. Поява FeAl в зразку №3 обумовлено більш високим вмістом алюмінію в третьому прекурсорі.

Наявність інтерметалідів FeAl і Fe₃Al, а також α-Fe в зразках вказує на підвищений вміст заліза в прекурсорах і невисоку швидкість дифузії алюмінію в залізо. Відсутність інтерметалідів в системі Fe-Al з високим вмістом алюмінію пояснюється тим, що при температурах (1000-1200) °C швидкість реакцій окиснення алюмінідів заліза з більш високим вмістом алюмінію до з'єднань з менш високим його вмістом



перевищує швидкість дифузії алюмінію, яка обмежена через високий вміст оксидів алюмінію.

Крім того, утворення фаз з високим вмістом алюмінію стримується дифузією заліза.

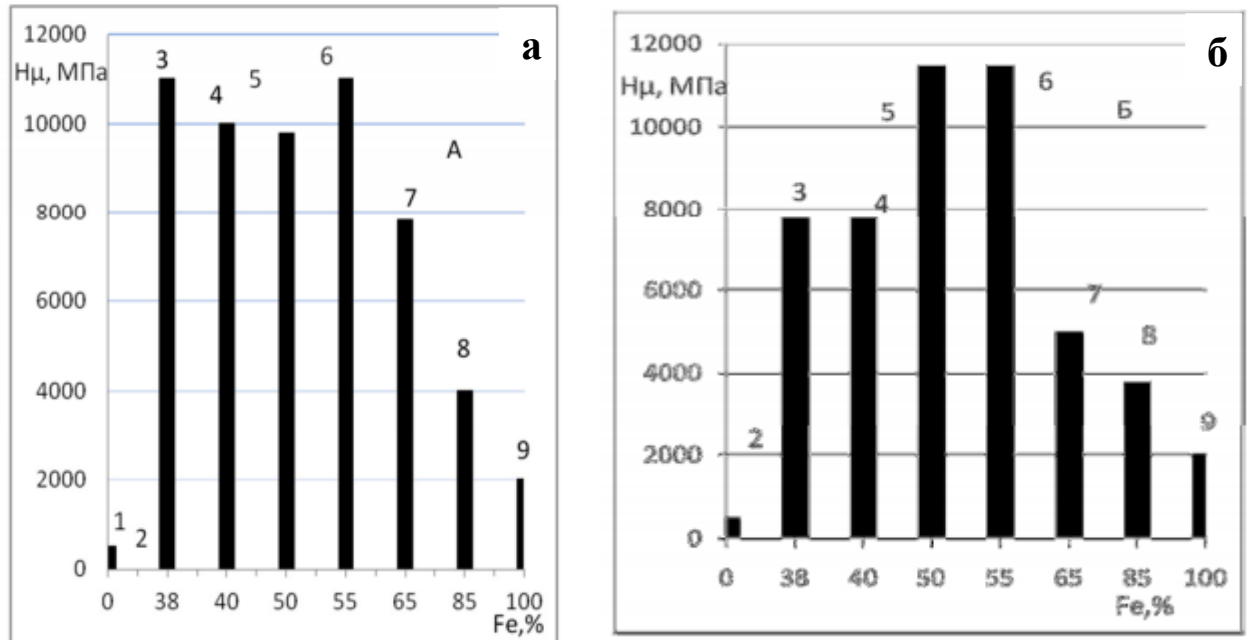


і переважанням швидкості дифузії атомів заліза в інтерметалідний шар над швидкістю дифузії атомів алюмінію в залізо.

Зазначені реакції призводять до зменшення концентрації алюмінію в зразках. В результаті їх спільного протікання і дифузії алюмінію в залізо в спечених зразках містяться фази, з меншим вмістом алюмінію: FeAl, Fe₃Al і α-Fe.

Таким чином, встановлено, що в результаті дифузійних і окислювальних процесів при термообробці прекурсорів системи Fe-Al утворюються фази: FeAl, Fe₃Al і Al₂O₃ (корунд) [42].

Результати вимірювання твердості інтерметалідних сплавів литого стану наведені на рис. 1.8, а (дані середні значення з 20 – 30 вимірювань).



1 – Al; 2 – Al + FeAl₃; 3 – Fe₂Al₇; 4 – FeAl₃; 5 – Fe₂Al₅; 6 – FeAl₂; 7 – FeAl; 8 – Fe₃Al; 9 – Fe

Рисунок 1.8 – Властивості інтерметалідних фаз системи залізо – алюміній [43]

Результати вимірювання твердості інтерметалідних сплавів стану після відпалу наведені на рис. 1.8, б (дані середні значення з 20 – 30 вимірювань).

Мікротвердість сплавів незалежно від їх фазового складу значно вище мікротвердості вихідних компонентів – алюмінію і заліза. Для фаз Fe₂Al₅, Fe₂Al₇, FeAl₃ і FeAl₂ Нμ коливається в інтервалі (9600 – 11500) МПа, зі збільшенням вмісту заліза вона падає до 6600 МПа для фази FeAl і до 2700 МПа для фази Fe₃Al [43].

Авторами [44] також визначено результати розрахунків термодинамічних функцій утворення інтерметалідів, які наведено в таблиці 1.3.

Таблиця 1.3 – Розрахункові ентальпії і ентропії інтерметалідних з'єднань [44]

№ п/п	З'єднання	$-\Delta H_f^0$		S_{298}^0		ΔS_{298}^0 Дж/К·моль
		кДж/г-ат	кДж/моль	Дж/К·г-ат	Дж/К·моль	
1	Fe ₃ Al	22,50	90,00	33,538	134,15	24,35
2	FeAl	31,40	62,80	22,97	45,94	-4,77
3	FeAl ₂	22,40	72,60	20,77	62,31	-10,75
4	Fe ₂ Al ₅	20,90	146,30	19,46	136,20	-29,88
5	FeAl ₃	29,90	119,60	19,65	78,60	-16,78

1.3 Висновок до розділу 1

В результаті опрацювання літературних джерел, в яких розглянуто наслідок впливу інтенсивної пластичної деформації на механічні характеристики та структуру алюмінію та його сплавів у різних середовищах можна зробити наступні висновки:

1. Метод УЗУО дозволяє впливати на структуру, підвищення ресурсу, механічні, фізико-хімічні та інші властивості легких конструкційних сплавів.
2. Великий інтерес становить дослідження можливостей застосування різних режимів УЗУО для досягнення високоміцних станів поверхневих шарів сплаву Д16.
3. Після УЗУО спостерігається локальна неоднорідність не тільки структури, але й фазового складу сплаву.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Характеристика об'єкту дослідження, діаграма фазової рівноваги системи Al–Cu–Mg

Сплави алюмінію з міддю і магнієм з незначним додаванням марганцю називаються дюралюмінами. Основні компоненти, які входять до складу сплаву Д16: Cu – 3,8 – 4,9 %, Mg – 0,4 – 0,8 %, Mn – 0,4 – 0,8 % та домішки: Fe > 0,5 %, Si > 0,5 %, Ni > 0,1 %, Zn > 0,5 %.

Основою сплавів типу дюралюмін є потрійна система Al–Cu–Mg. Незначну кількість марганцю вводять в основному для нейтралізації шкідливого впливу заліза і підвищення корозійної стійкості сплавів. Марганець, як і в інших алюмінієвих сплавах, сприяє також деякому зміцненню. Залізо і кремній є звичайними домішками, супутніми алюмінію. Зміст цих домішок обмежується (кількість заліза і кремнію не повинна перевищувати (0,5 – 0,6) %, а для деяких сплавів (0,2 – 0,3) %, зважаючи на їх шкідливий вплив на механічні, технологічні і корозійні властивості сплавів [45].

Дюралюміни – багатокомпонентні сплави – характеризуються складним фазовим складом. Але враховуючи, що домішки заліза, кремнію, а також марганець входять в твердий розчин або знаходяться в зв'язаному стані у формі хімічних сполук $MnAl_6$, $AlFeSiMn$ або $AlFeCuSi$ і суттєво не впливають на хід фазових перетворень, структуру цих сплавів можна описати, керуючись потрійною діаграмою стану системи Al–Cu–Mg. На рис. 2.1, а представлені поверхні ліквідуса цієї діаграми, де суцільними лініями окреслені границі поверхонь первинної кристалізації – алюмінієвого твердого розчину α , $CuAl_2$ і фаз $S(Al_2CuMg)$, T і β [45].

На рис. 2.1, б в більшому масштабі представлені ізотермічні розрізи системи, що відповідають 773 K і 293 K.

Всі дюралюміни (за винятком Д19 і ВД17) за своїм хімічним складом знаходяться між стороною Al–Cu і квазібінарним розрізом Al–S. Загальний вид цього розрізу показаний на рис. 2.2 [46].

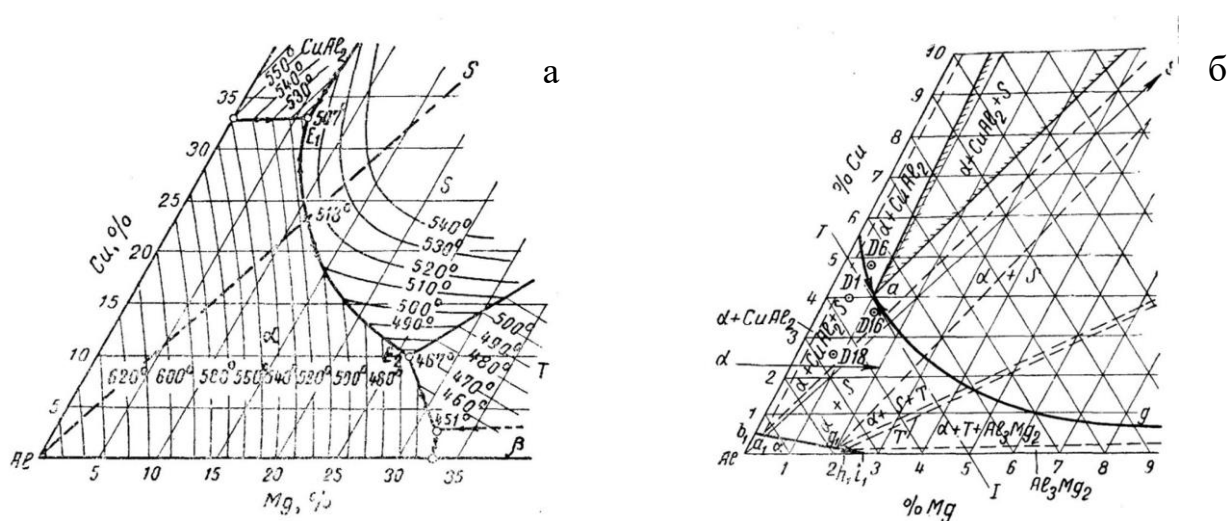


Рисунок 2.1 – Поверхні ліквідуса системи Al – Cu – Mg (а) та ізотермічні розрізи системи Al – Cu – Mg (б) [46]

Згідно положенню сплавів на діаграмі стану (рис. 2.2), дюралюміні Д1, Д18, ДЗП і Д6 безпосередньо після твердіння в умовах рівноваги повинні мати однофазну структуру α -твердого розчину на основі алюмінію.

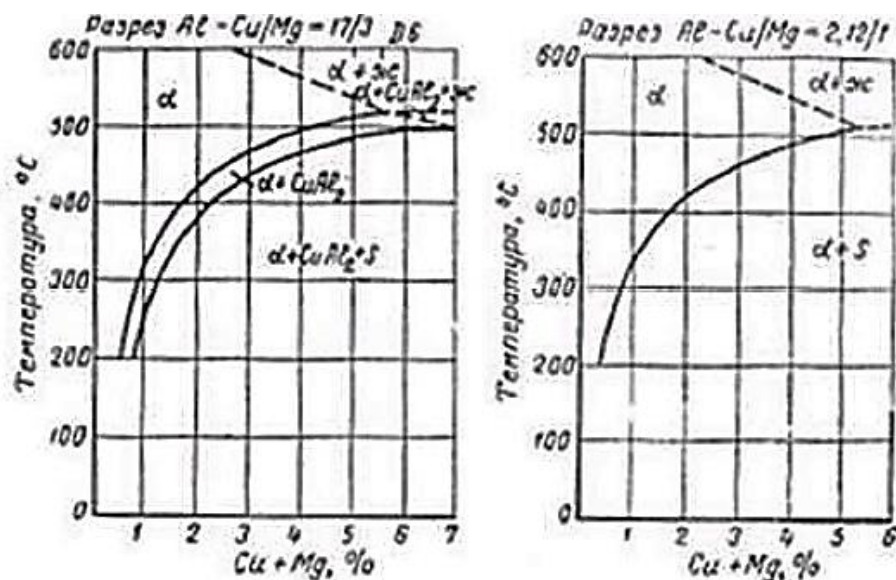


Рисунок 2.2 – Політермічні розрізи Al – Cu – Mg [46]

Проте при швидкому охолодженні (при литті промислових злитків),коли

кристалізація проходить в нерівноважних умовах, у сплавах в деякій кількості з'являються продукти евтектичної кристалізації (подвійна, а іноді і потрійна евтектика), які в литих сплавах утворюють своєрідну сітку. Кількість евтектичної складової тим більша, чим більший вміст міді і магнію в сплаві.

При подальшому охолодженні, внаслідок різкого зменшення розчинності міді і магнію в алюмінії, відбувається розпад твердого розчину з виділенням сполуки CuAl_2 і в невеликій кількості S-фази.

Вказані фази відрізняються за своєю природою і властивостям. Сполука CuAl_2 має тетрагональну ґратку з періодами $a=6,054 \text{ \AA}$ і $c = 4,814 \text{ \AA}$; S – фаза – ромбічну ґратку з періодами $a=4,00 \text{ \AA}$, $b=9,23 \text{ \AA}$ і $c=7,14 \text{ \AA}$ [45]. Обидві фази характеризуються високою твердістю і міцністю і поява їх в сплавах викликає зміцнення дюралюмінів.

В міру збільшення змісту магнію кількість фази CuAl_2 зменшується, а кількість S-фази – збільшується. У сплавах з 4–5 % Cu і 1,5–2 % Mg (Д19, ВД17) мається практично тільки S-фаза, яка є основним їх зміцнювачем.

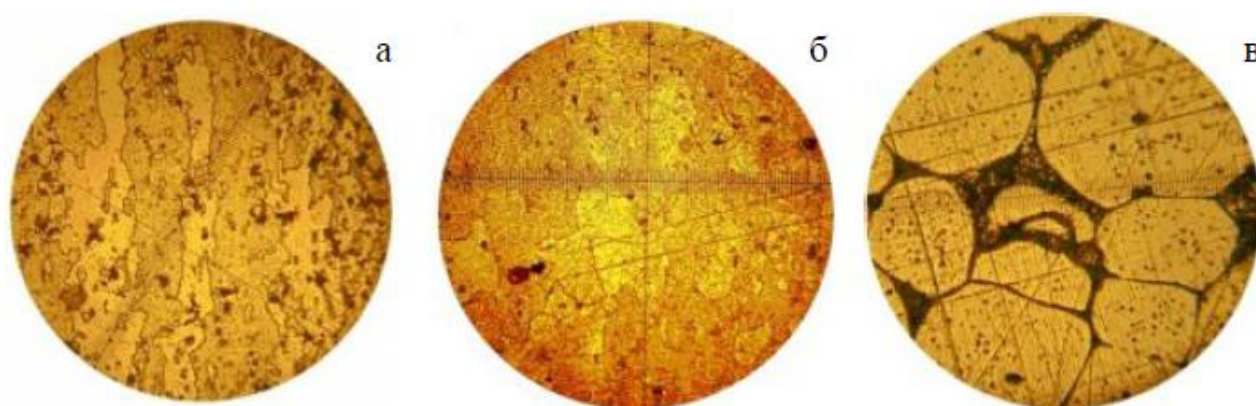
Найбільш поширений із сплавів даної групи – дюралюмін Д16. В мікроструктурі цього сплаву в литому вигляді, крім сполуки CuAl_2 , спостерігаються виділення S-фази, темнішим забарвленням. Окрім цього, в структурі сплавів в невеликих кількостях завжди присутня марганцевиста фаза, залізисті складові та включення подвійної і потрійної евтектики.

Згідно ізотермічним розрізам потрійної діаграми стану Al–Cu–Mg (рис. 2.1, б), з підвищенням температури область α –твердого розчину сильно розширюється і сплави при низьких температурах, будучи трифазними (розріз 293 K), стають при температурі 773 K гомогенними твердими розчинами. Фази CuAl_2 і S при цьому переходять в твердий розчин. Залізовмісні фази і марганцевиста фаза залишаються нерівноважними [45].

В даній роботі досліджувався алюмінієвий сплав промислового виробництва – Д16 (склад (ваг. %): Al – 93,6 %, Cu – 3,97 %, Mg – 1,43 %, Mn – 0,625 %). Зразки мали циліндричну форму: висота 10,4 мм і діаметр 8 мм. Одержувались шляхом різання з прутків перпендикулярно напрямку прокатки.

Для виявлення мікроструктури зразки відпалювались при температурі 723 К впродовж 2 годин, також застосовано відпал при 773 К впродовж 30 хв та 5 годин та при 863 К – 80 хв.

Структура сплаву Д16 у вихідному стані представлена на рис. 2.3, а. Вона є типовою для дюралюмініїв і складається із α -твердого розчину на основі алюмінію з ГЦК – граткою, до складу якого входять Cu, Mg, Mn, а також включень нерозчинних фаз. Зеренна структура і утворення практично гомогенного твердого розчину виявляються після відпалу за температури 773 К (рис. 2.3, б), в результаті перегріву перед загартуванням відбувається оплавлення евтектики по границях зерен, що супроводжується втратою міцності та пластичності (рис. 2.3, в).



а – у вихідному стані; б – після відпалу ($T = 773 \text{ K}$, $\tau = 30 \text{ хв.}$); в – після відпалу ($T = 863 \text{ K}$, $\tau = 80 \text{ хв.}$)

Рисунок 2.3 – Мікроструктура алюмінієвого сплаву Д16 ($\times 690$) [47]

2.2 Армко Fe

Армко-залізо – технічно чисте залізо, в якому сумарний вміст домішок – до (0,08 – 0,1) %, у тому числі вуглецю – до 0,02%. Технічно чисте залізо стійке до корозії, володіє підвищеною електропровідністю і дуже високою пластичністю.

Воно має малий питомий електричний опір, володіє підвищеними

втратами на вихрові струми, у зв'язку з чим застосування його обмежене: в основному для магнітопроводів постійного магнітного потоку. Технічно чисте залізо – головний компонент більшості магнітних матеріалів.

Залежно від способу одержання особливо чисте залізо називається карбонільним чи електролітичним.

Карбонільне залізо отримують при термічному розкладанні пентакарбоніла заліза $\text{Fe}(\text{CO})_5$ і рафінують в струмі водню.

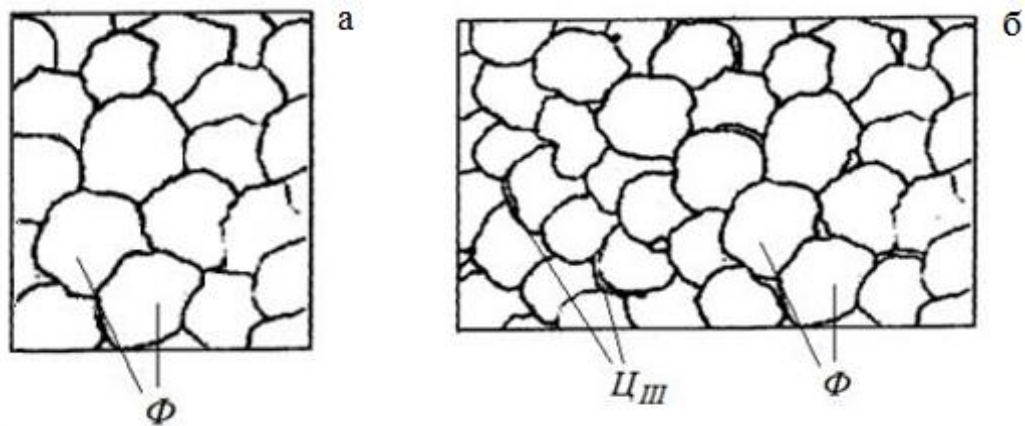
Електролітичне залізо виготовляють електролітичним рафінуванням в розплавлених солях і поставляють у вигляді порошку (ПЖЭ-1 і ПЖЭ-2) або шматків (ЖЭ-МП). Чисте залізо марок 005ЖР і 008ЖР (ТУ 14-1-2033-77) отримують з продуктів прямого відновлення руд [48].

Армко-залізо отримують в мартенівських і електричних плавильних печах при подовженні процесу вигорання домішок. Загальний вміст домішок близько 0,16 %, в тому числі не більше 0,025 % С; 0,035 % Мп; 0,05 % Si; 0,015 % Р; 0,025 % S; 0,05 % Cu. Щільність 7850 кг/м^3 , межа плинності 120 МН/м^2 , межа міцності 260 МН/м^2 , відносне звуження 60 %, відносне подовження 30 %, ударна в'язкість 2 МДж/м^2 , $\text{HB} = 420 \text{ МН/м}^2$ ($1 \text{ МН/м}^2 \times 0,1 \text{ кгс/мм}^2$).

Армко-залізо стійке проти корозії, добре зварюється, володіє високою електричною провідністю, надзвичайно пластичне (піддається штампуванню і глибокій витяжці при кімнатній температурі).

У металургії застосовують як основний елемент при виготовленні багатьох магнітних сплавів і як шихту при виробництві легованої сталі [49].

Технічне залізо – сплави з вмістом вуглецю менш 0,02 % (точка Р). Мікроструктури сплавів представлені на рис 2.4. Структура таких сплавів після закінчення кристалізації складається або із зерен фериту (рис. 2.4, а), при вмісті вуглецю менш 0,006 %, або із зерен фериту і кристалів цементиту третинного, розташованих по межах зерен фериту (рис. 2.4, б), якщо вміст вуглецю від (0,006 до 0,02) % [50].



а – вміст вуглецю менше 0,006 %; б – вміст вуглецю (0,006...0,02) %

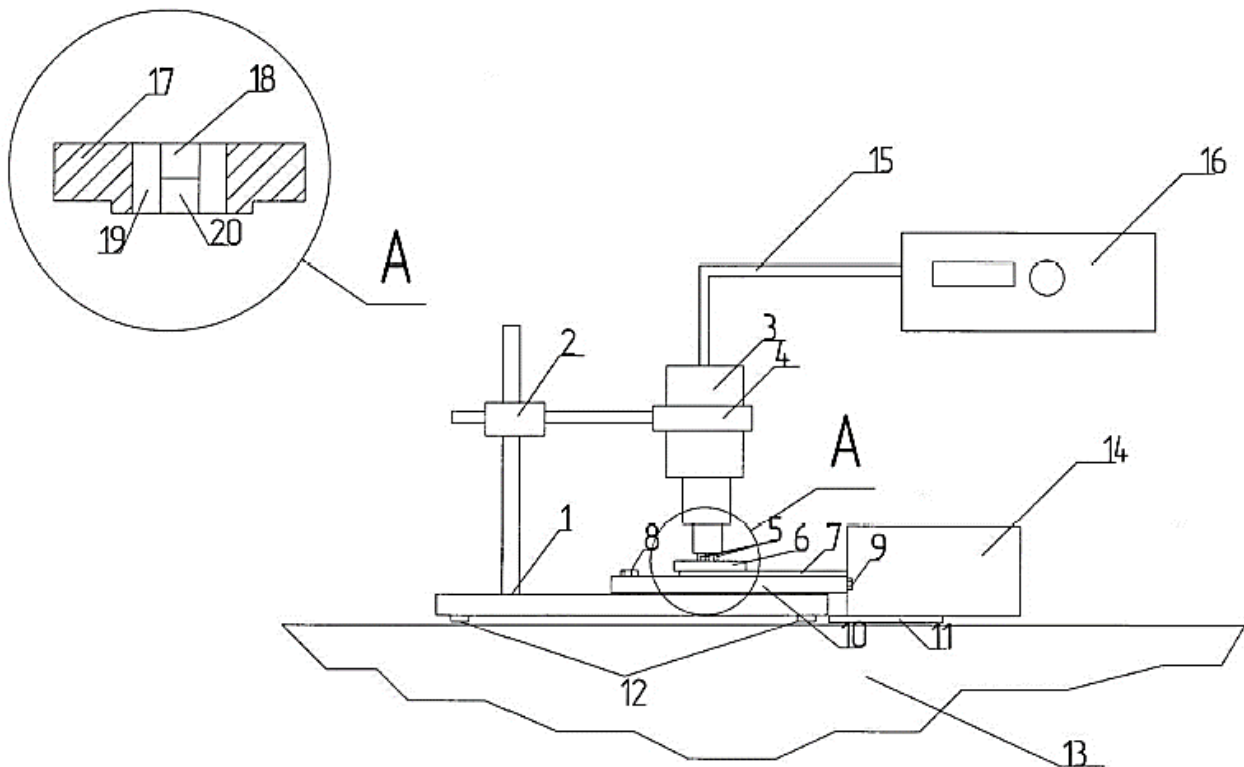
Рисунок 2.4 — Мікроструктури технічного заліза [50]

2.3 Методика та режими ультразвукової ударної обробки

Ультразвукова ударна обробка проводилась на виготовленому в Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України приладі УЗГ – 300 (рис. 2.5), який складається з ультразвукового генератору із частотою 21 кГц та потужністю 0,6 кВт, вібратора зі ступінчастим концентратором, на якому за допомогою пружин розміщується ударна головка з бойком діаметром 8 мм та довжиною 18 мм.

Така конструкція дозволяє проводити рівномірну деформаційну обробку в автоматизованому режимі з отриманням рівномірного рельєфу, проводити охолодження системи деформуючих елементів стисненим повітрям в процесі обробки, та легко замінювати їх в разі необхідності. Заданий ступінь деформаційного зміцнення забезпечується вибором наступних параметрів: амплітуди ультразвукових коливань торця, швидкості обертання державки з бойком.

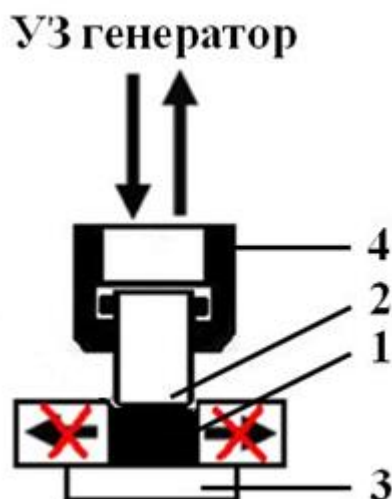
Коливання торця концентратору за рахунок ударної взаємодії передаються бойку 5, який деформує поверхню виробу (зразка). В умовах тривалої обробки включається подача стисненого повітря через вхідний патрубок та пази, що забезпечує охолодження системи в процесі обробки.



1 – основа установки, 2 – кріпильний елемент кронштейна, 3 – УЗ перетворювач, 4 – кільце для кріплення УЗ перетворювача, 5 – бойок, 6, 17 – шайба з отвором для зразків, 7 – сполучна деталь блоку зразків з НЧ вібратором, 8, 9 – кріпильні болти, 10 – масивна плита, 11 – гумова підкладка, 12 – опорні елементи основи установки, 13 – лабораторний стіл для розміщення установки, 14 – НЧ вібратор, 15 – сполучний кабель для живлення УЗ перетворювача, 16 – УЗ генератор, 18 – оброблюваний зразок, 19 – металеве кільце-вставка, 20 – підкладинка під зразок

Рисунок 2.5 – Схема установки для УЗУО [51]

У даній роботі режими УЗУО реалізовані завдяки створенню умов квазі-гідростатичного стиснення зразка [6]. Зразок сплаву Д16 розміщувався у спеціальній сталій оправці, в яку заглиблювався на 2 мм (рис. 2.6). Таким чином у процесі контактної обробки зразок весь час знаходився в зоні дії ударника у замкненому об'ємі. Зміною тривалості УЗУО забезпечувався ступень істинної деформації 0,1-5,0 і швидкість деформації – (0,1-1,5) с⁻¹.



1 – алюмінієвий сплав Д16; 2 – бойок з армко-Fe; 3 – шайба; 4 – вібратор

Рисунок 2.6 – Схема проведення УЗУО [47]

Бойок не зв'язаний жорстко з шайбою, а лише притиснутий до неї з певним зусиллям, створюваним тягами за допомогою пружин. За рахунок ударної взаємодії бойок отримує від хвилеводу імпульс сили і кінетичну енергію, яка витрачається на деформування зразка і пружний відскок. В процесі навантаження зразок отримував 10^4 - 10^5 ударів.

Ультразвукова ударна обробка проводилась в середовищі газу аргону та на повітрі впродовж 90 с – 250 с, амплітуда коливання ультразвукового концентратора становила 25 мкм (визначалась за результатами [12]). Інертне середовище використовувалось з метою запобігання процесам окиснення поверхні сплаву Д16 під час УЗУО [6]. Обробка у інертному середовищі проводилась у спеціально створеній герметичній камері, що заповнювалась газом. Тиск у камері вимірювався манометром.

Модифікація методики УЗУО полягала в тому, що замість ударника з сталі ШХ15, спеціально виготовлявся ударник з армко-заліза. Таким чином забезпечувалось деформаційно-індуковане масо перенесення атомів заліза з ударника до поверхневих шарів сплаву Д16.

2.4 Методика експерименту

Розв'язання поставлених в роботі задач вимагало використання комплексу сучасних фізичних методів дослідження матеріалів.

2.4.1 МікродюрOMETричний аналіз

Вимірювання мікротвердості проводилось з використанням приладу ПМТ-3М за методом Вікерса. Метод ґрунтується на визначенні за допомогою мікроскопу лінійної величини діагоналі відбитку, який отримано в результаті втискання алмазної пірамідки, з кутом при вершині 136° , в досліджуваний матеріал під певним навантаженням.

Вимірювання проводилось у вихідному стані, після УЗУО за різного часу обробки. Кількість вимірювань для кожного зразка – 10; потім вираховувалось середнє значення мікротвердості. Побудовано криву навантаження та визначено оптимальну величину навантаження для зразків сплаву Д16. Вимірювання мікротвердості на поверхні зразків проводились при навантаженнях 100 г, визначення змін мікротвердості по товщині модифікованого шару – при навантаженні 10 г. Величина навантаження обиралась таким чином, щоб внесок у мікротвердість обумовлювався саме зміцненим шаром без впливу матеріалу основи.

Ціна поділки барабана гвинтового окуляр-мікрометра E визначається за наступною формулою:

$$E = \frac{T \cdot Z}{A}, \quad (2.1)$$

де T – число поділок об'єкт-мікрометра,

Z – ціна поділки об'єкт-мікрометра,

A – різниця відліку окулярного мікрометра.

Значення мікротвердості Hv розраховувалось за формулою:

$$Hv = \frac{1,854P}{C^2}, \text{ ГПа}, \quad (2.2)$$

де P – навантаження в грамах,
 C – діагональ відбитку.

При навантаженні 100 г розмір діагоналі відбитку становить ~14 мкм – 30 мкм, глибина відбитку ~6,4 мкм – 14 мкм. За значеннями величини мікротвердості, розрахованої за формулою (2.2) розраховано межу текучості $\sigma_{0,2}$ (2.3) [52], характеристику пластичності δ_H (2.4) [53] та межу міцності σ_S (2.5) [54] алюмінієвого сплаву Д16:

$$Hv \approx \sigma_{0,2}, \text{ ГПа}, \quad (2.3)$$

$$\delta_H = 1 - 14,3 \cdot (1 - \nu - 2\nu^2) \cdot \frac{Hv}{E}, \quad (2.4)$$

$$\delta_S = \frac{Hv}{(0,28 + 0,6 \cdot \ln(\frac{3 \cdot E}{(4 + \nu) \cdot \sigma_{0,2}}))}, \quad (2.5)$$

де ν – коефіцієнт Пуассона сплаву Д16,

E – модуль Юнга сплаву Д16.

2.4.2 Рентгенівські методи дослідження

Застосовується дифрактометр Ultima IV Rigaku. Зйомка проводилась в $\text{Cu}_{K\alpha}$ з різним часом експозиції та кроком вимірювання.

В дифрактометрі Ultima IV Rigaku застосовується схема фокусування дифракційних максимумів за Брегом – Брентано, а також застосовується геометрія зйомки з паралельним пучком. Зразок розміщується в горизонтальній площині, діапазон кутів сканування 2θ від 3° до 162° .

Розрахунок глибини проникнення рентгенівського $\text{Cu}_{K\alpha}$ випромінювання для досліджуваного матеріалу дав значення: 290 мкм для кратності поглинання $\kappa = 50$; 220 мкм для $\kappa = 20$; 170 мкм для $\kappa = 10$.

2.4.2.1 Якісний фазовий аналіз, ідентифікація та визначення відносної кількості вторинних фаз

Якісний фазовий аналіз призначений для встановлення фаз, які присутні в зразку, а кількісний – визначення їх відсоткового вмісту. Умовою дифракції рентгенівських променів на кристалічній ґратці є умова Вульфа – Брегга:

$$2d\sin\theta = n\lambda, \quad (2.6)$$

де d – міжплощинна відстань, властива даній фазі, Å;

θ – кут дифракції рентгенівського променя даною системою атомних площин;

λ – довжина хвилі випромінювання монохроматичних рентгенівських променів, падаючих на кристал, Å ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,5408$ Å);

n – порядок дифракційного максимуму (будь-яке ціле число) [55].

Інтегральна інтенсивність рефлексу I_{hkl} , отриманого від площини з індексами (hkl) в n – му порядку «відбиття», причому $H = nh$, $K = nk$, $L = nl$, визначається наступним чином:

$$I_{hkl} = C \cdot L(\theta) \cdot |F_{hkl}|^2 \cdot P_{hkl} \cdot e^{-2M} \cdot A(\theta), \quad (2.7)$$

де C – спільний для всіх ліній дифрактограми множник, залежний від довжини хвилі випромінювання;

$|F_{hkl}|^2$ – структурний фактор.

$$F_{HKL} = \sum_{j=1}^N f_j \cdot e^{2\pi(Hx_j + Ky_j + Lz_j)}, \quad (2.8)$$

де f_j – атомна амплітуда розсіяння, залежить від порядкового номера елемента;

x_j, y_j, z_j – координати базисних атомів;

F_{HKL} – чинник повторюваності, що враховує число еквівалентних площин, що дає одну і ту ж дифракційну лінію. Він залежить від типу кристалічної ґратки і сорту площини;

e^{-2M} – температурний чинник;

$A(\theta)$ – чинник поглинання (залежить від досліджуваної речовини, довжини хвилі випромінювання і методу зйомки).

Інтенсивність рефлексу залежить, окрім вказаних вище чинників, від режиму роботи рентгенівського апарату: струму через трубку; напруги на трубці; розміру щілин, режиму роботи лічильника квантів рентгенівського випромінювання, швидкості обертання зразка і лічильника. Інтенсивність рефлексу визначається кількістю даної фази. Якщо досліджуваний об'єкт складається з декількох фаз, то кожній фазі відповідатиме своя власна дифракційна картина. В цьому випадку дифрактограма є накладенням дифрактограм всіх наявних в досліджуваному зразку фаз [56].

2.4.2.2 Прецизійні вимірювання періодів кристалічної ґратки

Для зразків сплаву Д16 у вихідному стані та після УЗУО на повітрі та в інертному середовищі впродовж 90 с – 250 с визначався період кристалічної ґратки а за формулою:

$$a = \frac{\lambda}{2\sin\theta_i} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (2.9)$$

де (h, k, l) – індекси інтерференції.

Для визначення індексів ліній використовується закономірність, яка впливає з рівняння (2.6):

$$\frac{\sin^2\theta_i}{\sin^2\theta_1} = \frac{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} \quad (2.10)$$

Після того як для всіх ліній визначені значення $\sin^2\theta$ та з'ясовано, які з них належать β – випроміненню, значення $\sin^2\theta_i$ для кожної лінії діляться на $\sin^2\theta_1$ (для першої лінії).

Для того, щоб знайти індекси всіх ліній, необхідно правильно підібрати

лише одну суму квадратів індексів першої лінії. Добуток будь-якого значення $\frac{\sin^2 \theta_i}{\sin^2 \theta_1}$ на цю суму повинен бути цілим числом (точніше, повинний дуже мало відрізнятись від цілого числа, оскільки вимірювання і розрахунки пов'язані з певними похибками).

Для кристалів з кубічної ґраткою можна побудувати залежність, яка дозволяє легко проіндиціювати рентгенограму і визначити постійну кристалічної ґратки. Для цього достатньо скористатись формулою:

$$\sin \theta = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (2.11)$$

Якщо по осі абсцис відкладати довжину хвилі, поділену на постійну ґратки $\frac{\lambda}{a}$, а по осі ординат – $\sin \theta$, то залежність $\sin \theta = f \frac{\lambda}{a}$ для будь-якої трійки індексів (hkl) матиме вигляд прямої лінії, яка проходить через початок координат [55, 56]. Чим більші індекси, тим більший нахил відповідної прямої.

2.4.2.3 Оцінки середніх розмірів ОКР та значень мікродеформації

При виділенні фізичного уширення підбирають аналітичну функцію за допомогою якої можна апроксимувати профілі $f(2\theta)$, $g(2\theta)$, $h(2\theta)$. Найчастіше використовують одну із наступних функцій: $y = (1 + x^2)^{-1}$; $y = \exp(-\alpha x^2)$; $y = (1 + \alpha x^2)^{-2}$.

За ширину лінії приймають відношення площі під кривою до максимальної ординати. Отримані таким чином для експериментальних профілів $h(2\theta)$ та $g(2\theta)$ величини (B' та b') викривлені через часткове накладання ліній від K_{a1} та K_{a2} компонент характеристичного спектру. Для отримання правильних значень (B і b) використовують таблиці з поправками, обумовленими дублетністю випромінювання [56], в яких приведені значення B/B' в залежності від δ/B'' (δ/b''), де δ – міждублетна відстань, рад:

$$\delta = \frac{(\lambda K_{\alpha 1} - \lambda K_{\alpha 2}) \operatorname{tg}(\theta_0)}{\lambda K_{\alpha 1}} \quad (2.12)$$

Придатність тієї чи іншої апроксимуючої функції можна перевірити, виділивши профіль лінії, який відповідає синглету $K_{\alpha 1}$ та апроксимувачи його в координатах $\ln y = f(x^2)$ для $y = \exp(-\alpha x^2)$; $y^{-1} - 1 = f(x^2)$ для $y = (1 + \alpha x^2)^{-1}$ та $y^{-1/2} - 1 = f(x^2)$ для $y = (1 + \alpha x^2)^2$.

Кращою апроксимуючою функцією буде та, графік якої в спрямляючих осях буде ближче до прямої (менша сума середньоквадратичних відхилень). Коефіцієнт α можна отримати з кута нахилу відповідної прямої.

Величину фізичного уширення першої та другої лінії β_1 та β_2 визначають за формулою:

$$\beta = 0,5B \left(1 - \frac{b}{B} + \sqrt{1 - \frac{b}{B}} \right), \quad (2.13)$$

де b – напівширина піку еталона;

B – напівширина піку матеріалу зразка.

Якщо співвідношення β_1/β_2 з урахуванням експериментальної похибки співпадають з співвідношенням тангенсів $\operatorname{tg}\theta_2/\operatorname{tg}\theta_1$, то зі співвідношення $\beta = 4e \operatorname{tg}\theta_0$ можна знайти середнє значення мікродеформації (МКД) за нормаллю до (hkl) :

$$e_{hkl} = 0,25\beta_2 \operatorname{ctg}\theta_2 \quad (2.14)$$

Якщо співвідношення β_1/β_2 співпадає (з урахуванням похибки) зі співвідношенням $\sec\theta_2/\sec\theta_1$, то зі співвідношення $\beta = \rho \lambda D^{-1} \sec\theta_0$ можна визначити середній ефективний розмір блоків за нормаллю до (hkl) .

$$D = 0,94\lambda\beta_2^{-1} \sec\theta_2 \quad (2.15)$$

Нехай $N(2\theta)$ – функція МКД ґратки, $M(2\theta)$ – МКД дисперсності блоків.
Застосувавши до них згортку (2.13),

$$h(2\theta) = \int f(y)g(2\theta - y)dy \quad (2.16)$$

отримаємо:

$$\beta = \frac{nm}{\int N(2\theta)M(2\theta)d2\theta}, \quad (2.17)$$

$$\text{де } m = \frac{\int M(2\theta)d2\theta}{M_{max}},$$

$$n = \frac{\int N(2\theta)d2\theta}{N_{max}}.$$

Апроксимуючи функції N і M аналітичними функціями, отримаємо з (2.14) зв'язок між β , n і m :

$$\begin{aligned} \beta &= \frac{(m_1 + 2n_1)^2}{m_1 + 4n_1}; \\ \beta &= \frac{(m_2 + 2n_2)^2}{m_2 + 4n_2}; \end{aligned} \quad (2.18)$$

$$V = \frac{m_2}{m_1} = \frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2};$$

$$W = \frac{n_2}{n_1} = \frac{\operatorname{tg}\theta_2}{\operatorname{tg}\theta_1}.$$

$$\frac{m_1}{\beta_1} = \frac{1}{2} \left(1 - 4V = \frac{n_1}{\beta_1} + \sqrt{8 \frac{n_1}{\beta_1} + 1} \right), \quad (2.19)$$

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\left(\frac{1}{2} V \frac{m_1}{\beta_1} + 2 \frac{n_1}{\beta_1} W \right)^2}{\frac{1}{2} V \frac{m_1}{\beta_1} + 4 \frac{n_1}{\beta_1} W}. \quad (2.20)$$

Розв'язавши систему (2.15) можна побудувати номограми $\frac{m_1}{\beta_1} = \varphi(\beta_2\beta_1)$ і $\frac{n_2}{\beta_2} = \psi(\beta_2\beta_1)$. Для цього задамо $\frac{n_2}{\beta_2} = \varphi(\beta_2\beta_1)$ значення від 0,1 до 1 через 0,1 і розрахуємо за формулою (2.16) $\frac{m_1}{\beta_1}$, а за формулою (2.17) $\beta_2\beta_1$, отримаємо:

$$\frac{n_2}{n_1} = \frac{n_1 W}{\beta_1 \beta_2 / \beta_1} \quad (2.21)$$

За цими номограмами, знаючи з експерименту $\beta_2\beta_1$, можна знайти n_2 та m_1 , а за ними значення e та D_{hkl} :

$$e_{hkl} = 0,25 n_2 \operatorname{ctg} \theta_2 \quad (2.22)$$

$$D = (0,94 \lambda m_1) \sec \theta_1 \quad (2.23)$$

Знаючи рівень мікронапружень e та розмір областей когерентного розсіювання D_{hkl} , можна розрахувати густину дислокацій за формулою [57]:

$$\rho = \frac{2\sqrt{3\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{\frac{1}{2}}}}{D_{hkl}b}, \quad (2.24)$$

де D_{hkl} та $\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{\frac{1}{2}}$ – середні за об'ємом значення величини розміру областей когерентного розсіювання і мікронапружень;

b – вектор Бюргерса дислокації (для алюмінію $b = 0,286$ нм [58]).

Середні значення рівня мікронапружень, розміру областей когерентного розсіювання та густини дислокацій оцінювались як для вихідних зразків, так і після УЗУО сплаву Д16 за різними схемами обробки тривалістю від 90 с до 250 с.

2.4.3 Мікрорентгеноспектральний аналіз

Растрова електронна мікроскопія (РЕМ) – метод дослідження

мікроструктури та складу поверхні твердого тіла. Цей метод ґрунтується на взаємодії сфокусованого електронного променя зі зразком, що досліджується, і дозволяє суттєво збільшити розподільну здатність зображення поверхні твердого тіла порівняно зі світловою мікроскопією. Для отримання зображення топографії поверхні об'єктів застосовуються вторинні або відбиті електрони.

В даній роботі для дослідження мікроструктури та хімічного складу поверхні зразків використовувався растровий електронний мікроскоп РЕММА106И з енергодисперсійним аналізатором (ЕДАР). В режимі зйомки поверхні зразків прискорююча напруга становила 30 кеВ, збільшення складало від 500 до 3000 разів.

Основними перевагами РЕМ є можливість спостерігати мікроструктуру поверхні як масивних зразків, так і тонких плівок без попередньої підготовки, висока інформативність, яка обумовлена можливістю отримання зображення, при використанні методів реєстрації. За допомогою РЕМ можна спостерігати поверхню зразка з розподільною здатністю до 3,0 нм та отримувати зображення у вторинних електронах з корисним збільшенням до 250000; вивчати структуру та топографію поверхні при пошаровому травленні [59].

Система енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу призначена для експрес-аналізу хімічного складу поверхні твердого тіла в мікрооб'ємах, з мікронним розділенням, методом реєстрації енергії та інтенсивності характеристичного випромінювання, що генерується під час бомбардування зразка сфокусованим електронним променем. Ця система являє собою спектрометр енергій рентгенівського випромінювання в діапазоні (1 – 40) кеВ. За допомогою спектрометра здійснювався кількісний елементний аналіз як на поверхні зразків після УЗУО, так і по товщині модифікованого шару; будувалися графіки розподілу концентрацій елементів уздовж обраної лінії в напрямку від поверхні в об'єм сплаву Д16.

2.5 Висновок до розділу 2

1. Модифіковано методику УЗУО, за якої ударник зі сталі ШХ15 замінили на ударник з армко-заліза.
2. Обробка проводилася за умов квазідростатичного стиснення зразка.
3. УЗУО проводили на повітрі та в середовищі газу аргону з контрольованим тиском.
3. Визначено методику досліджень поверхневих шарів Д16, що включає мікродюрометрію, мікрорентгеноспектральний та рентгеноструктурний аналіз, електронну та растрову мікроскопію.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Зміна мікротвердості з часом і за глибиною поверхневого шару

Результати вимірювання мікротвердості поверхневих шарів сплаву Д16 після УЗУО бойком зі сталі ШХ15 та бойком із армко-Fe на повітрі та в інертному середовищі за амплітуди ультразвукового перетворювача $A=25$ мкм представлені на рис. 3.1 та в таблиці 3.1.

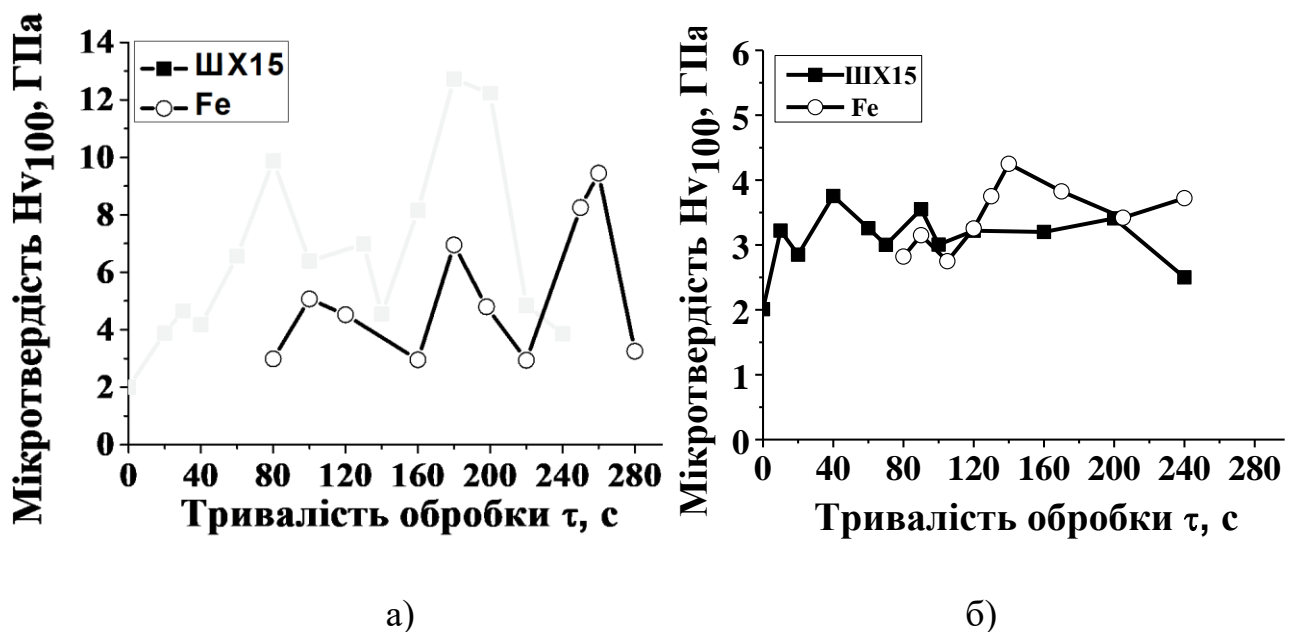


Рисунок 3.1 – Зміна мікротвердості сплаву Д16 після УЗУО бойком зі сталі ШХ15 та з армко-Fe

Зміна мікротвердості сплаву Д16 після УЗУО в різних середовищах як бойком зі сталі ШХ15, так і бойком з армко-Fe має циклічний характер, який проявляється у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації. Впродовж обробки на повітрі максимальні значення мікротвердості поступово зростають на кожній наступній стадії обробки, а мікротвердість на стадіях пластифікації практично не змінюється та відповідає початковому деформаційному наклепу. Такий циклічний характер змін мікротвердості обумовлений структурно-фазовими перетвореннями на стадіях зміцнення та перебігом процесів динамічного

повернення та динамічної рекристалізації на стадіях пластифікації (знеміцнення) [60].

Порівняльний аналіз змін мікротвердості HV сплаву Д16 після УЗУО з застосуванням різних ударників свідчить, що в середовищі повітря мікротвердість вища у випадку застосування сталюого бойка, а в інертному середовищі – бойка з армко-Fe. Після УЗУО на повітрі при використанні бойка зі сталі ШХ15 максимальне значення мікротвердості 12,7 ГПа досягається за тривалості обробки $\tau=180$ с. Максимальне значення мікротвердості після УЗУО бойком із армко-Fe в інертному середовищі становить $\sim 4,3$ ГПа за тривалості обробки $\tau = 140$ с.

Таблиця 3.1 – Стадії зміцнення та пластифікації поверхневих шарів сплаву Д16 після УЗУО на повітрі (а) та в інертному середовищі (б) різними бойками

УЗУО на повітрі									
Тип бойка	Стадії зміцнення					Стадії пластифікації			
	1	2	3	4	Δt^*	1	2	3	Δt^*
ШХ15	30 с	80 с	130 с	180 с	50 с	40 с	140 с	240 с	100 с
Fe	100 с	180 с	260 с	-	80 с	160 с	220 с	280 с	60 с
$\Delta \tau^*$	70 с	100 с	130 с	-	30 с	120 с	80 с	40 с	40 с
УЗУО в інертному середовищі									
ШХ15	10 с	40 с	-	-	30 с	20 с	100 с	-	80 с
Fe	90 с	140 с	-	-	50 с	110 с	210 с	-	100 с
$\Delta \tau^*$	80 с	100 с	-	-	20 с	90 с	110 с	-	20 с

$\Delta \tau$ – інкубаційний період

Δt – періодичність стадій

Розглянемо більш докладно стадії зміцнення внаслідок УЗУО на повітрі. Перша стадія зміцнення для сталюого бойка спостерігається після 30 с обробки і становить $\sim 4,5$ ГПа, що обумовлюється початковим деформаційним зміцненням. Для залізного бойка значення мікротвердості ~ 5 ГПа

спостерігається після 100 с обробки, тобто інкубаційний період $\Delta\tau = 70$ с.

Другий максимум HV на рівні 10 ГПа для сталевого бойка досягається за 80 с, а для залізного бойка $HV = 7$ ГПа – за 180 с обробки ($\Delta\tau = 100$ с). Різниця у значеннях HV складає ~ 3 ГПа. Нарешті час третьої стадії зміцнення для сталевого бойка – 130 с і 260 с для залізного бойка ($\Delta\tau = 130$ с). Різниця HV знову складає ~ 3 ГПа. Однакове значення ~ 7 ГПа досягається за 120 с обробки сталевим бойком і за 180 с залізним бойком, при цьому $\Delta\tau = 60$ с. Стадії пластифікації спостерігаються для випадку сталевого бойка при 40 с, 140 с, 240 с обробки ($\Delta\tau = 100$ с), а для випадку залізного бойка – при 160 с, 220 с, 280 с ($\Delta\tau = 60$ с). Таким чином, для випадку залізного бойка інтервал між стадіями пластифікації зменшується на 40 с. На стадіях пластифікації у випадку залізного бойка спостерігаються менші значення $HV \sim 3$ ГПа, ніж для сталевого бойка $HV \sim 4$ ГПа.

Зовсім інші особливості спостерігаються при обробці в інертному середовищі (рис. 3.1, б). Початкова стадія зміцнення для сталевих і залізних бойків складає 10 с і 90 с, відповідно ($\Delta\tau = 80$ с), друга стадія зміцнення – 40 с та 140 с ($\Delta\tau = 100$ с); стадії пластифікації – 20 с та 100 с ($\Delta\tau = 80$ с) для сталевих, 110 с та 210 с – для залізних бойків ($\Delta\tau = 100$ с). Прискорення появи стадій пластифікацій не спостерігається. Звертає увагу, що максимальне значення мікротвердості при використанні залізного бойка $\sim 4,3$ ГПа навіть вище, ніж для сталевих бойків $\sim 3,6$ ГПа.

Для зразків сплаву Д16 після УЗУО різними бойками на повітрі та в інертному середовищі визначено зміну мікротвердості за глибиною модифікованого шару (рис. 3.2, 3.3). Обрано таку тривалість УЗУО, за якої спостерігаються стадії зміцнення, на повітрі – 80 с та 180 с, в інертному середовищі – 100 с та 260 с.

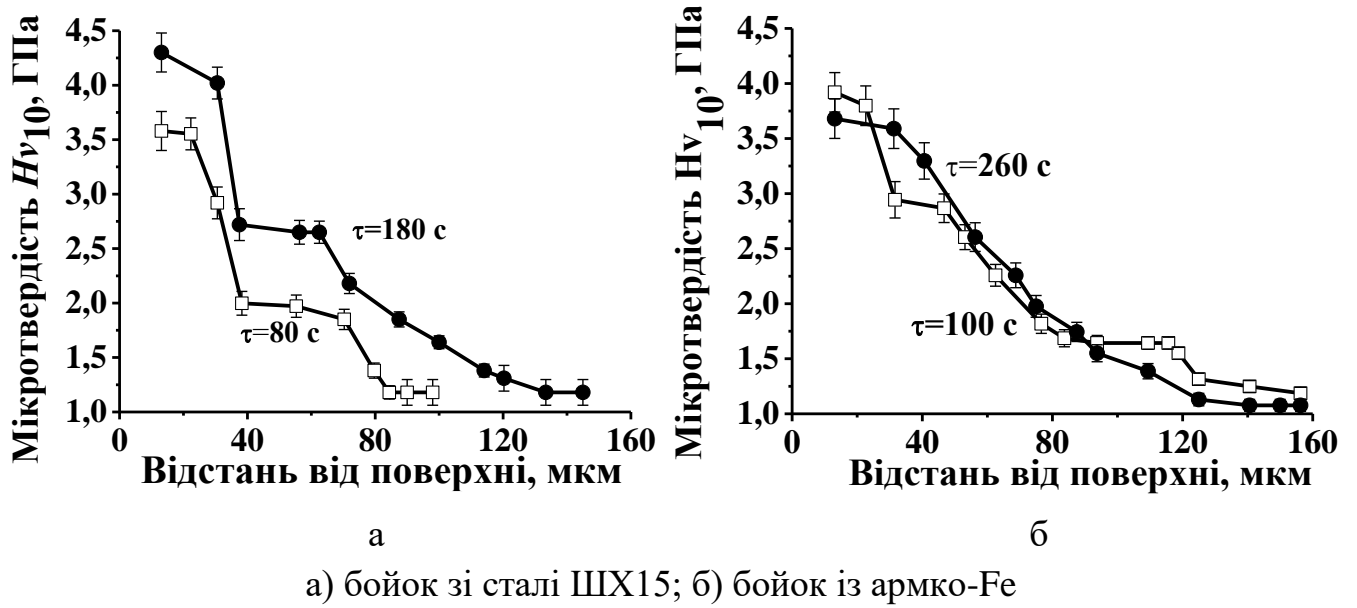


Рисунок 3.2 – Мікротвердість за глибиною модифікованого шару після УЗУО на повітрі

При обробці бойком зі сталі ШХ15 спостерігаються яскраво виражені сходишки на одержаних залежностях, тобто формується градієнтна структура із різною мікротвердістю.

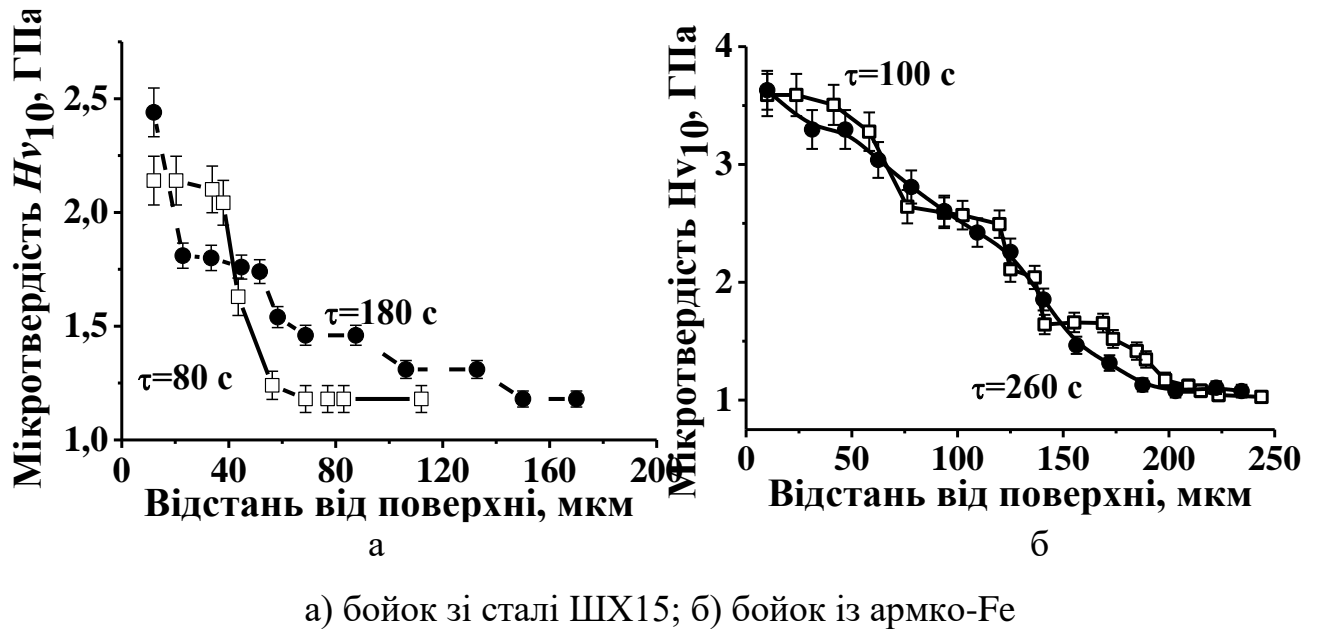


Рисунок 3.3 – Мікротвердість за глибиною модифікованого шару після УЗУО в інертному середовищі

Основна відмінність при використанні бойка з армко-Fe полягає у тому, що із збільшенням часу обробки досягається плавний розподіл мікротвердості по глибині деформованого шару. Тобто відбувається інтенсивне механічне перемішування поверхневого шару (зміцнені залізовмісні області та частки зруйнованих FeAl фаз переміщуються вглиб шару, а більш пластичний матричний сплав, що поки не зазнав значних деформацій, переміщується з більш глибоких шарів до поверхні). Такий процес можливий за рахунок ротаційних мод інтенсивної пластичної деформації та описаний в літературі [61].

3.2 Особливості змін хімічного складу та мікроструктури

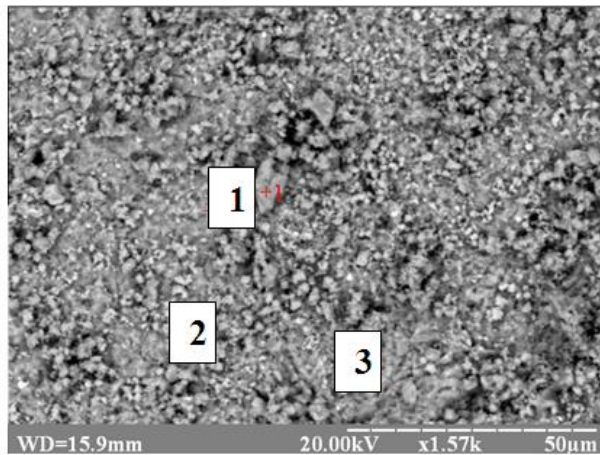
Мікроструктура та хімічний склад поверхні алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО на повітрі з використанням бойків зі сталі ШХ15 та армко-Fe впродовж 80 с і 100 с, відповідно, наведені на рис. 3.4. Суттєвих відмінностей хімічного складу та мікроструктури при обробці в інертному середовищі не спостерігається, тому наведені дані тільки для УЗУО на повітрі.

Після УЗУО бойком з армко-Fe на поверхні сплаву Д16 спостерігається невелика кількість світлих областей розміром до 1 мкм практично чистого заліза (~ 98 ат.%), в інших точках концентрація Fe варіюється в межах від 77 ат.% до 84 ат.%. Концентрація Al при цьому складає (13–20) ат.% (рис. 3.4, а).

Після обробки впродовж $\tau = 80$ с із використанням бойка зі сталі ШХ15 (рис. 3.4, б) хімічний склад є майже однорідним: вміст алюмінію становить (~ 92-95) ат.%, вміст заліза на поверхні не перевищує ~ 6 ат.%. Морфологія поверхні сплаву Д16 після обробки різними бойками суттєво відрізняється, що пов'язано із різним ступенем зміцнення та хімічним складом.

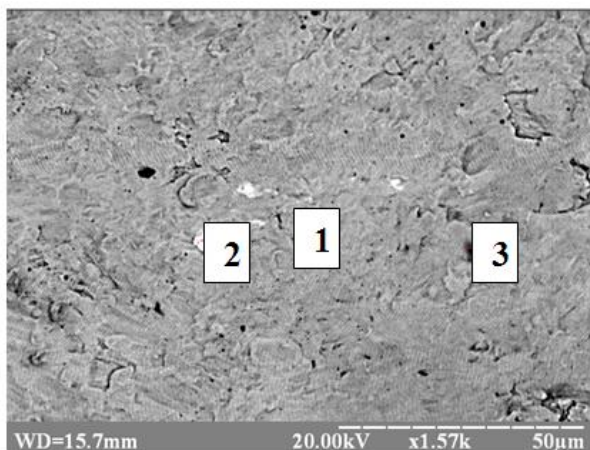
Товщина модифікованого поверхневого шару та локальний хімічний склад після УЗУО визначалися за допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕМ) (рис. 3.5). Після УЗУО бойком зі сталі ШХ15 впродовж 80 с товщина модифікованого шару становить ~ 20 мкм, після 180 с обробки ~ 40 мкм. Після УЗУО сплаву Д16 бойком із армко-Fe впродовж 100 с товщина модифікованого

шару становить ~ 15 мкм, після 260 с обробки ~ 25 мкм. Можна зазначити, що за даними РЕМ товщина модифікованого шару значно менша, ніж за результатами вимірювання мікротвердості за глибиною.



Область дослідження	Концентрація елементів, ат.%		
	Al	Fe	Cu
1	13,59	83,74	2,67
2	1,53	97,87	0,6
3	19,38	77,13	3,49

а



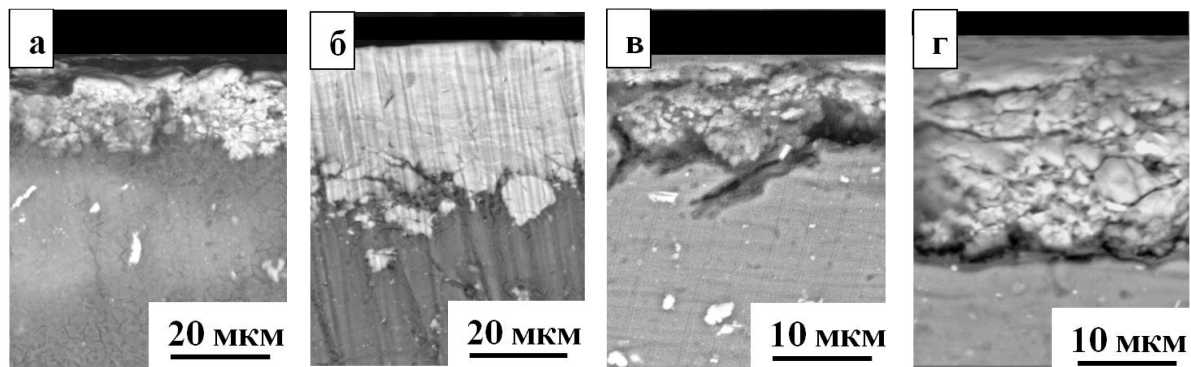
Область дослідження	Концентрація елементів, ат.%		
	Al	Fe	Cu
1	93,80	2,05	4,15
2	92,40	6,01	1,59
3	95,0	3,2	1,8

б

а) бойок із армко-Fe, $\tau=100$ с; б) бойок зі сталі ШХ15, $\tau=80$ с

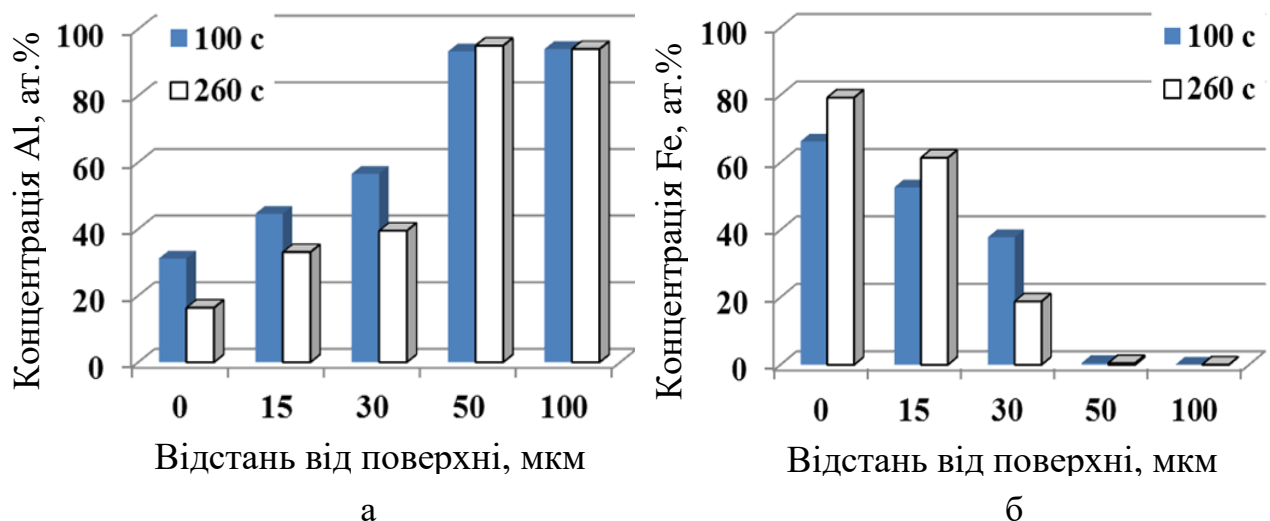
Рисунок 3.4 – Мікроструктура та хімічний склад поверхні зразка алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО на повітрі

За даними мікрорентгеноспектрального аналізу визначено зміну концентрації атомів алюмінію та заліза за глибиною модифікованого шару сплаву Д16 при УЗУО на повітрі бойком із армко-Fe протягом 100 с і 260 с (рис. 3.6).



а) бойок із ШХ15, $\tau = 80$ с; б) бойок із ШХ15, $\tau = 180$ с; в) бойком із армко-Fe, $\tau = 100$ с; г) бойком із армко-Fe, $\tau = 260$ с

Рисунок 3.5 – Мікроструктура поперечного перерізу зразків алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО на повітрі



а) алюмінію; б) заліза

Рисунок 3.6 – Зміна концентрації в поверхневому шарі сплаву Д16 після УЗУО на повітрі впродовж 100 с та 260 с згідно енергодисперсійного аналізу поперечних перерізів зразків у РЕМ після УЗУО бойком з армко-Fe

Збільшення тривалості обробки обумовлює більш інтенсивне масоперенесення атомів заліза в процесі обробки, проте максимальна глибина їх проникнення за тривалості обробки 100 с і 260 с майже однакова і становить біля 50 мкм.

3.3. Фазовий склад

Результати рентгеноструктурного аналізу зразків сплаву Д16 та розрахунки розмірів областей когерентного розсіяння (ОКР), величини мікродеформації кристалічної ґратки (ϵ) за методом Холдера-Вагнера наведені в таблиці 3.2.

На дифрактограмах зразків сплаву Д16 у вихідному стані фіксується виключно α -фаза. Дифракційних максимумів від Θ - та S' -фаз не виявлено, що свідчить про малу об'ємну частку їх у вихідних зразках. На рентгенограмах зразків сплаву Д16 після УЗУО бойком зі сталі ШХ15 крім рефлексів від α -фази, з'являються рефлекси від зміцнюючих Θ - та S' -фаз. Кількість S' -фази зі збільшенням тривалості УЗУО від 80 с до 180 с зростає в 4 рази. Розмір ОКР при тривалості обробки 180 с зменшується в 3 рази порівняно з вихідним станом. Ступінь деформації кристалічної ґратки зі збільшенням тривалості обробки від 80 с до 180 с зростає в 1,5 рази. Збільшення кількості S' -фази, подрібнення зеренної структури та деформаційне нагартування є домінуючими факторами зміцнення при УЗУО з бойком зі сталі ШХ15.

При обробці бойком із армко-Fe відбувається формування інтерметалідів алюмінію та заліза (табл. 3.2). Результати рентгеноструктурного аналізу свідчать про формування при 100 с обробки в основному фази FeAl_2 , але згідно даних мікрорентгеноспектрального аналізу поверхневих шарів і поперечних перерізів зразків в локальних ділянках можна спостерігати і області іншого складу (Fe_3Al , FeAl , Fe_2Al_5). При цьому вдвічі зменшуються розміри ОКР матричного сплаву та зростає їх дефектність. Результати кількісного фазового аналізу дають максимальні величини концентрації заліза ($\sim 12\%$) та об'ємної частки інтерметаліду FeAl_2 ($\sim 6\%$) після 100 с УЗУО.

Мікродеформація кристалічної ґратки алюмінію після обробки впродовж 260 с в 1,5 рази більша, ніж після 100 с УЗУО. Вміст заліза та інтерметалідної фази Al_2Fe зменшується, що може бути пов'язано з інтенсивним механічним перемішуванням поверхневих шарів з виходом матричного сплаву на поверхню.

Таблиця 3.2 – Розмір ОКР та величини деформації кристалічної ґратки (ϵ)

Вид обробки	Тривалість обробки, с	Розмір областей когерентного розсіювання, ОКР, нм	Деформація кристалічної ґратки, ϵ , %	Фазовий склад
Вихідний стан		145	0,02	α -фаза
Бойок ШХ15	80	55	0,25	α -фаза, Θ -фаза, S' -фаза
	180	42	0,4	α -фаза, Θ -фаза, S' -фаза
Бойок армко-Fe	100	61	0,07	FeAlO ₃ , FeAl ₂ O ₄ , FeAl ₂ , FeAl, Fe ₃ Al, Fe ₂ Al ₅
	260	90	0,23	FeAlO ₃ , FeAl ₂ O ₄ , FeAl ₂ , Al ₂ Fe, FeAl, Fe ₃ Al, Fe ₂ Al ₅

Порівнюючи різні бойки, можна зробити висновок, що розмір ОКР менший, а ступень деформації кристалічної ґратки більший за умов використання сталевих бойків.

Поглинання деформаційної енергії супроводжується перебігом різних хімічних реакцій на поверхні оброблюваних матеріалів. За участі елементів навколишнього середовища під час УЗУО на повітрі відбувається формування шару оксиду алюмінію, який може в певні проміжки часу руйнуватись з утворенням окремих частинок оксиду, що здатні переміщуватись вглиб з формуванням композитного шару [6, 60]. За рахунок ударно-фрикційної взаємодії інструменту з поверхнею та активації масоперенесення атомів заліза в алюміній при використанні ударника з армко-Fe в інертному середовищі

забезпечується механічне легування поверхневих шарів та більші значення мікротвердості, ніж при використанні сталевого бойка.

При обробці на повітрі інтервал між стадіями зміцнення для бойка ШХ15 складає 50 с, для армко-Fe – 80 с, тобто уповільнюються стадії зміцнення для випадку заліза. В той же час, інтервал між стадіями пластифікації для армко-Fe скорочується з 100 с до 60 с, що може бути пов'язано з окрихненням і руйнуванням інтерметалідного покриття Fe-Al. Відставання стадій зміцнення для бойка з армко-Fe із збільшенням тривалості обробки зростає: для першої стадії інкубаційний період затримки складає 70 с, для II-стадії – 100 с, і нарешті, для III-стадії – 130 с (різниця між стадіями однакова 30 с). Для стадій пластифікації спостерігається обернена залежність: для I стадії затримка складає 120 с, для II – 80 с, для III – 40 с (різниця 40 с).

В інертному середовищі: для I стадії зміцнення Δt для бойка з армко-Fe складає 50 с, що на 20 с менше, ніж при УЗУО на повітрі. Для II стадії Δt збільшується до 100 с і різниця 20 с відповідає різниці періодичності стадій. Перша стадія пластифікації для бойка з армко-Fe уповільнюється на 100 с, але різниця періодичностей для обох бойків, як стадій пластифікації, так і стадій зміцнення однакова і дорівнює 20 с. Стадії пластифікації обумовлені руйнуванням покриття. Сформоване на повітрі оксидне покриття Al_2O_3 руйнується довше, ніж потрійні сполуки Al-Fe-O. При збільшенні кількості Fe у приповерхневому шарі зі збільшенням часу обробки, твердість цих сполук зменшується і покриття руйнується швидше, відповідно час появи стадій пластифікації зменшується.

В інертному середовищі при використанні бойка зі сталі ШХ15 зміцнення обумовлене не формуванням оксидів, а іншими механізмами – за рахунок розігрівання формуються зміцнюючі S'- та θ -фази, тобто відбувається розпад твердого розчину. Якщо використовується Fe-бойок, то ступінь розігрівання та деформації менший, розпаду твердого розчину не відбувається, але формуються інтерметаліди системи Fe-Al такого стехіометричного складу, які забезпечують навіть вищу твердість, ніж при обробці сталевим бойком.

3.4 Особливості ударного навантаження сталі та залізними бойками

Розглянемо особливості ударного навантаження сталі та залізними бойками, які обумовлюють виявлені відмінності у значеннях і еволюції мікротвердості, хімічному та фазовому складі.

Відомо, що в граничних випадках ударна взаємодія між твердими тілами може мати абсолютно пружний і абсолютно непружний характер. В першому випадку сумарна кінетична енергія системи двох тіл не змінюється після трансформації в пружну деформацію цих тіл під час зіткнення та наступної зворотної трансформації в їх кінетичну енергію. В другому випадку, абсолютно непружного зіткнення відбувається часткова дисипація кінетичної енергії, яка витрачається на пластичну деформацію та нагрівання двох тіл (за певних умов вони можуть продовжити рух як одне ціле, або зупинитись взагалі).

Реальна ударна взаємодія має і пружну, і дисипативну складові. Кінетична енергія рухомого бойка витрачається і на пластичну деформацію (з наступним деформаційним розігріванням), і на пружний відскок бойка (пружна деформація). Для кількісного описання частки пружної взаємодії прийнято використовувати величину k – коефіцієнт відновлення ($k = 0$ за абсолютно непружного удару, і $k = 1$ за абсолютно пружного удару).

Розглянемо з енергетичної точки зору удар рухомого бойка (швидкість v_1) масою m_1 по нерухомому ($v_2 = 0$) зразку масою m_2 , закріпленому в ковадлі ($m_1 \ll m_2$). В наступному розгляді вважаються нескінченно малими і тому не враховуються втрати на внутрішнє тертя та на тертя на поверхні контакту бойка і зразка, обумовленого їх поперечним розширенням в момент зіткнення.

За абсолютно непружного удару без пружної деформації (без відскоку бойка) швидкість руху після зіткнення з врахуванням закону збереження імпульсу можна записати в наступному вигляді: $v = (m_1 v_1) / (m_1 + m_2)$, а кінетичну енергію бойка (в загальному випадку обох тіл) після зіткнення: $E'_k = (m_1 + m_2) v^2 / 2$.

Тобто, враховуючи кінетичну енергію бойка до зіткнення $E_k = m_1 v_1^2 / 2$, можна описати загальну втрату енергії, що дорівнює роботі, витраченій на пружну і пластичну деформацію системи бойок-зразок: $\Delta E_k = m_2 m_1 v_1^2 / 2(m_1 + m_2)$.

Частина цієї енергії, що витрачається на пружну деформацію, знову трансформується в кінетичну енергію бойка, що можна описати, враховуючи коефіцієнт відновлення k , наступним виразом: $E_k'' = k^2 m_2 m_1 v_1^2 / 2(m_1 + m_2)$.

Тобто втрата енергії на пластичну деформацію за умов частково пружного зіткнення буде:

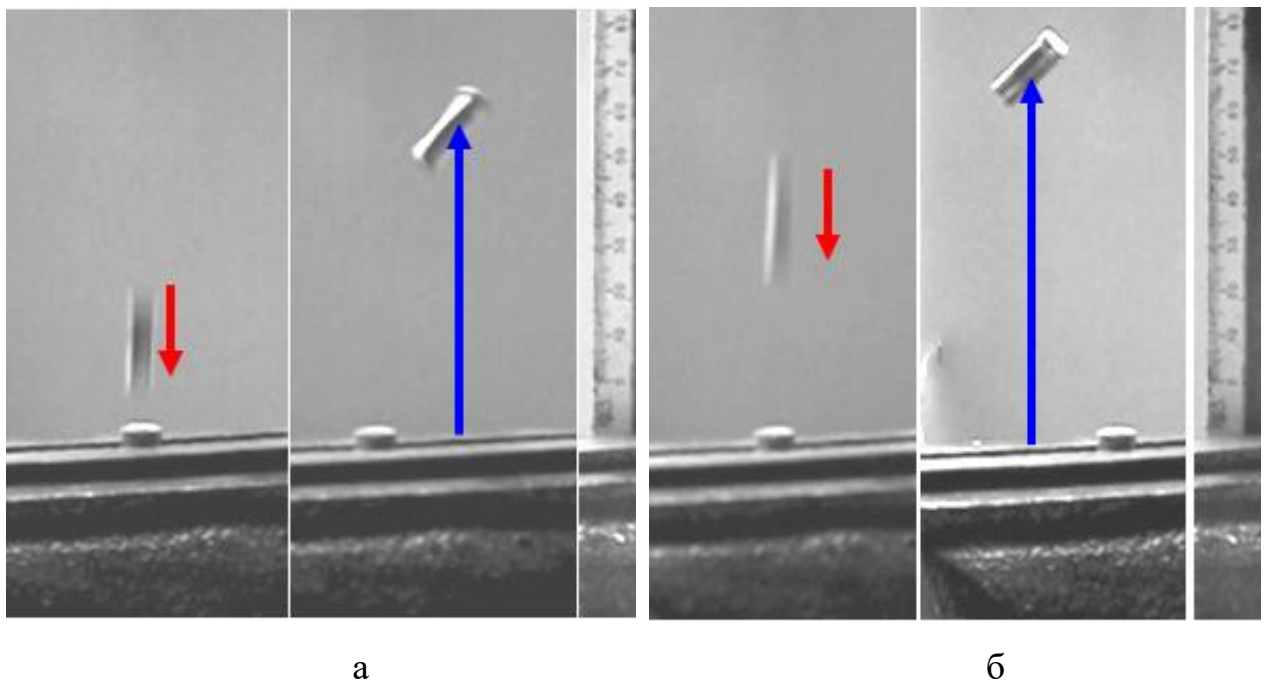
$$\Delta E_k'' = \Delta E_k - E_k'' = m_2 m_1 v_1^2 (1 - k^2) / 2(m_1 + m_2) \quad (3.1)$$

Коефіцієнт відновлення k при зіткненні бойків, виготовлених з армко-Fe і сталі ШХ15, з зразком сплаву Д16 оцінений експериментально, шляхом фіксації процесу вільного падіння з однакової висоти ($h_1 = 180$ мм) та пружного відскоку бойків після зіткнення зі зразком сплаву Д16 за допомогою швидкісної цифрової відеокамери. Якщо k – коефіцієнт відновлення, h_1 – висота, з якої падає бойок, h_2 – висота підскоку бойка, то, оскільки швидкість закріпленого в лещатах зразка $v_2 = 0$ і маса бойка значно менша маси зразка в лещатах $m_1 \ll m_2$, то коефіцієнт відновлення буде дорівнювати співвідношенню швидкостей бойка до і після зіткнення, тобто: $k = -v_1' / v_1$, або з врахуванням того, що $v = \sqrt{2gh}$, то маємо рівність k кореню квадратному відношення висоти відскоку до висоти падіння: $k = \sqrt{2gh_2} / \sqrt{2gh_1} = (h_2 / h_1)^{1/2}$. Результати наведені на рисунку 3.7.

Згідно проведеним оцінкам на основі усереднення десятих експериментів отримані досить близькі значення k для пар «армко-Fe – Д16» ($k \approx 0,41$) і «сталі ШХ15 – Д16» ($k \approx 0,47$).

Таким чином, частка енергії $\Delta E_k''$, витрачена на пластичну деформацію, буде дещо вищою у випадку бойка з армко-Fe ($1 - k^2 = 0,83$) ніж зі сталі ШХ15

($1 - k^2 = 0,78$). Однак, в даному випадку також слід враховувати, що навіть за однакової кінетичної енергії рухомих бойків ($E_k = 0,15$ мДж), заданих амплітудою УЗК торця концентратора ($A_{US} = 25$ мкм) та масою бойків ($m = 2,7$ г), дисипація енергії під час удару відбуватиметься по-різному у зв'язку з різним співвідношенням механічних властивостей (межі текучості $\sigma_{0,2}$) сталі ШХ15 ($\sigma_{0,2} = 1700$ МПа) і армко-Fe ($\sigma_{0,2} = 176$ МПа) та зразка сплаву Д16 ($\sigma_{0,2} = 320$ МПа) (табл. 3.1).



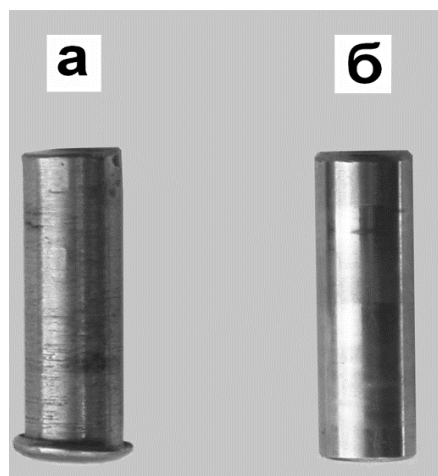
а) бойок з армко-Fe; б) бойок із сталі ШХ15

Рисунок 3.7 – Експериментальне визначення коефіцієнта відновлення під час падіння (ліве фото) та відскоку на максимальну висоту (праве фото) після зіткнення бойка із зразком сплаву Д16

Враховуючи вказані механічні властивості зразків Д16 і бойків з армко-Fe та сталі ШХ15, а також діючі напруження ($\sigma_a \sim 150\text{--}400$ МПа), які можуть виникати в них під час удару, очевидно, що у випадку зіткнення зразка сплаву Д16 із залізним бойком відбуватиметься пластична деформація обох тіл, що і спостерігається в експерименті. Протягом УЗУО залізний бойок змінює свою

форму в місці контакту із зразком (рис. 3.8, а). При цьому слід також враховувати, що з кожним наступним ударом діюче ударне напруження зменшується за рахунок зростання площі контакту ($\sigma_a = F/S$) деформованого бойка з поверхнею зразка.

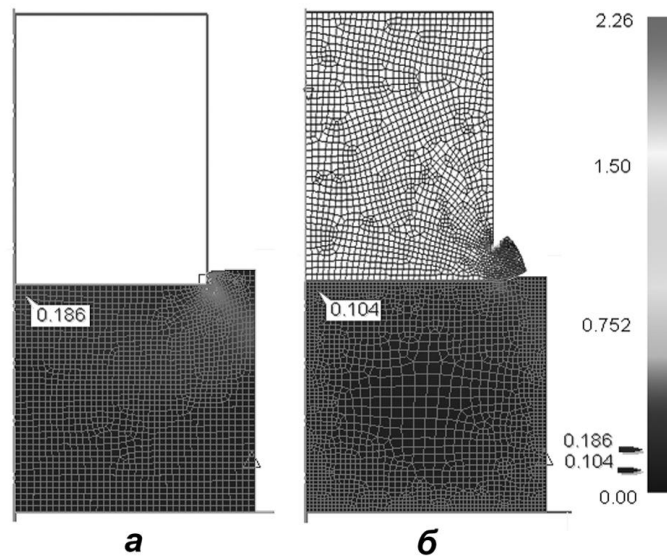
Інша ситуація спостерігається у випадку зіткнення сталюого бойка з поверхнею зразка Д16, адже напруження текучості бойка значно перевищує діючі при ударі напруження і вся пластична деформація відбуватиметься саме в зразку, а боек деформується лише пружно (рис. 3.8, б).



а) боек з армко-Fe; б) боек із сталі ШХ15

Рисунок 3.8 – Зовнішній вигляд бойків з армко-Fe (а) і сталі ШХ15 (б) після УЗУО

Саме за рахунок цієї відмінності поверхневий шар зразка сплаву Д16 зазнає більшої пластичної деформації і ми спостерігатимемо більш суттєве зростання HV зразків Д16 за умов застосування сталюих бойків (рис. 3.2) незважаючи на незмінні задані умови ударного навантаження (амплітуда УЗК $A_{US} = \text{const}$ і тривалість УЗУО $\tau = \text{const}$). Цей результат був також підтверджений оцінками, отриманими в процесі моделювання зіткнення системи боек-зразок скінченими елементами (рис. 3.9) за допомогою програми DEFORM 2D/3D.



а) бойок із сталі ШХ15; б) бойок з армко-Fe

Рисунок 3.9 – Порівняння ступенів деформації поверхні зразків сплаву Д16 за квазіізостатичних умов УЗУО за даними моделювання скінченими елементами

Слід також враховувати ще один фактор – ефект деформаційного розігрівання поверхневого шару зразка ΔT , який може бути оцінений за твердістю (напруженням текучості $\sigma_{0,2} \approx 0,3H_V$) і ступенем акумульованої в шарі деформації, що визначають роботу деформації A , яка дорівнює описаній вище виразом (3.1) втраті кінетичної енергії системи $\Delta E_k^{//}$ з врахуванням фізичних властивостей зразка (густини $\rho = 2,7 \text{ кг/м}^3$ і питомої теплоємності C_V) [62, 63]:

$$\Delta T = \frac{\beta A}{C_V m \rho} = \frac{\beta}{C_V m \rho} \iiint_V \sigma_{0,2} \bar{\epsilon} d\epsilon = \beta \cdot \sigma_{0,2} \cdot \bar{\epsilon} / \rho \cdot m \cdot C_V = \beta \cdot H_V \cdot \bar{\epsilon} / 3 \cdot \rho \cdot m \cdot C_V. \quad (3.2)$$

Враховуючи відмінність величин теплоємності зразка сплаву Д16 і використаних бойків (табл. 3.1), згідно виразу (3.2) нагрівання зразка відбуватиметься майже вдвічі швидше.

Оскільки ступінь деформації більша у випадку застосування бойка ШХ15 (рис. 3.9), то саме за обробки цим бойком матимемо більше деформаційне розігрівання ΔT , ніж за умов УЗУО залізним бойком. Тому, можна очікувати

більшого впливу ΔT на швидкість і частоту появи стадій пластифікації (знеміцнення). У випадку залізного бойка накопичення деформації та швидкість зміцнення із зростанням тривалості УЗУО також повинна бути меншою в порівнянні з сталним бойком, що і спостерігається в експерименті (рис. 3.8, рис. 3.9).

Таким чином, співвідношення механічних властивостей бойка та оброблюваного зразка впливають на перерозподіл енергії ударного навантаження, який зумовлює ту чи іншу ступінь деформації, акумульованої у поверхневих шарах зразка, а також величину деформаційного зміцнення. Це може бути однією з причин експериментально спостережуваної різниці в еволюції мікротвердості зразків, оброблених різними бойками, та появи «інкубаційного» періоду зміцнення за обробки бойком із армко-Fe. Крім того, одночасне деформування поверхонь бойка і зразка сприяє механічному легуванню оброблюваної поверхні [64].

3.5 Висновки до розділу 3

1. Виявлено циклічний характер зміни мікротвердості поверхневих шарів сплаву Д16 залежно від тривалості УЗУО на повітрі та в інертному середовищі як бойком зі сталі ШХ15, так і бойком з армко-Fe, який полягає у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації, обумовлених структурно-фазовими перетвореннями або процесами динамічного повернення відповідно. Загальною закономірністю є уповільнення стадій зміцнення для ударника з армко-Fe в обох середовищах та менші значення мікротвердості, що обумовлюється меншим ступенем деформації порівняно із сталевим бойком.

2. Деформаційно-індуковане масоперенесення атомів Fe під дією УЗУО дозволяє синтезувати на поверхні сплаву Д16 покриття товщиною до 200 мкм з смугастою структурою та різним фазовим і елементним складом кожної із смуг, які визначаються тривалістю та середовищем обробки. Після УЗУО на повітрі при використанні бойка зі сталі ШХ15 максимальне значення мікротвердості

12,7 ГПа досягається за тривалості обробки $\tau=180$ с. Максимальне значення мікротвердості після УЗУО бойком із армко-Fe в інертному середовищі становить $\sim 4,3$ ГПа за тривалості обробки $\tau = 140$ с.

3. Зростання величини мікротвердості поверхні сплаву Д16 при ультразвуковій ударній обробці обумовлюється зменшенням розміру ОКР, збільшенням рівня мікродеформації та формуванням інтерметалідних фаз Fe-Al.

4 РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП-ПРОЕКТУ

4.1 Опис ідеї проекту (товару, послуги, технології)

Ідея проекту направлена на розробку технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16, що дозволить істотно підвищити зносо- та корозійну стійкість в екстремальних умовах експлуатації за умови відносно невисокої собівартості технологічного обладнання.

Потенційним товаром даного стартап проекту є нова технологія модифікації поверхні алюмінієвого сплаву Д16 (склад (ваг. %): Al – 93,6 %, Cu – 3,97 %, Mg – 1,43 %, Mn – 0,625 %)) (рис. 4.1).

Дана технологія знаходиться на стадії розробки, тому не можливо дати повну інформацію щодо ринкової спроможності.



Рисунок 4.1 – Зовнішній вигляд приладу УЗГ – 300 та процес обробки зразка із сплаву Д16

Створення конструкційних матеріалів нового покоління з покращеними функціональними властивостями для роботи в умовах комбінації силових та температурних полів, впливу агресивних середовищ, глибокого вакууму,

високого тиску тощо є актуальним завданням сучасного матеріалознавства [1]. Проте зазвичай постає необхідність отримання з'єднань типу «метал – метал» (навіть у разі взаємної нерозчинності), «метал (сплав) – оксид», «метал (сплав) – неметал (наприклад, вуглецеві нанотрубки)», саме у приповерхневих шарах виробів.

Одним з найбільш ефективних методів модифікації поверхні [4, 5, 6] та формування високоміцних композиційних покриттів [1, 7] є технологія ультразвукової ударної обробки (УЗУО).

Сплав Д16 – типовий представник групи дюралюмінієвих сплавів. З нього виготовляють профілі, прутки, листи і труби. У даного сплаву є безліч властивостей, які допомагають йому зайняти гідне місце на ринку дюралюмінію. Головною перевагою, в порівнянні з іншими марками, є хороша схильність до зварювання. Однак, міцність зварного з'єднання не така велика. Вона становить близько 70 % від міцності основного матеріалу. Але, якщо піддати Д16 природному старінню, то міцність підвищується до 90 %. Це і сприяє широкому застосуванню даного сплаву в різних галузях, як авіабудування, так і машинобудування. Якщо говорити про застосування сплаву Д16, то це безліч різних галузей. Наприклад, в оборонній промисловості всі основні кузовні деталі важкої техніки, що працює в умовах підвищеної вологості, робляться саме з нього. У різній техніці, як побутовій, так і радіоелектронній, він також незамінний. Корпуси багатьох приладів виготовляються саме з Д16, а так само окремі конструктивні елементи побутових приладів. Зараз повсюдно почали застосовувати алюмінієвий лист в машинобудуванні для розробки всіляких деталей і механізмів [57].

Разом з тим, на даний момент дуже мало фахових публікацій за темою, що вказує на наукову новизну та підкреслює необхідність проведення досліджень з метою підвищення механічних характеристик сплаву Д16.

Опис ідеї стартап-проекту наведено у таблиці 4.1. У таблиці 4.2 визначено сильні, слабкі та нейтральні характеристики ідеї проекту.

Таблиця 4.1 – Опис ідеї стартап-проекту розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди користувача
Модифікація поверхневих шарів сплаву Д16 для покращення зносо- та корозійної стійкості	1. Авіабудування	Зміцнення поверхні деталей зі сплаву Д16, можливість обробки готових деталей різної форми, не велика собівартість
	2. Військово-промисловий комплекс	

Таблиця 4.2 – Визначення сильних, слабких та нейтральних характеристик ідеї проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

№	Техніко-економічні характеристики ідеї	(потенційні) товари/концепції конкурентів			
		Наш проект	Конкурент 1 Метод механічного легування	Конкурент 2 Метод зварювання тертям із перемішуванням	Конкурент 3 Метод лазерного легування
1	2	3	4	5	6
1	Собівартість обробки сплаву	дешевший	дорожчий	дорожчий	дорожчий
		S	W	W	W
2	Вартість обслуговування установки	Не висока	Не висока	Не висока	Не висока
		N	N	N	W
3	Витратні матеріали під час обробки	Необхідні	Необхідні	Необхідні	Необхідні
		S	S	S	S
5	Вартість експлуатації (споживання енергії)	Стандартна	Стандартна	Стандартна	Стандартна
		N	N	N	N

Продовження таблиці 4.2

1	2	3	4	5	6
6	Вартість установки	Мінімальна (стандартне устаткування)	Висока вартість	Висока вартість	Висока вартість
		S	W	W	W
8	Екологічність (обсяг відходів)	Немає	Витратні матеріали	Витратні матеріали	Витратні матеріали
		S	W	W	W
9	Тривалість обробки	Мала	Середня	Середня	Середня
		S	N	N	N
10	Обробка готових виробів	Можливо	Можливо	Можливо	Можливо
		N	N	N	N
11	Обробка деталей різної форми	Можливо	Ні	Ні	Можливо
		N	W	W	N

* W (слабка сторона), N (нейтральна сторона), S (сильна сторона)

В таблиці 4.3 представлені технології ультразвукової ударної обробки. Дослідження впливу ультразвуку на структуру та властивості металів і сплавів [3, 7-11] показали, що інтенсивні коливання кристалічної ґратки, які збуджуються під дією ультразвуку, супроводжуються значними знакозмінними напруженнями та деформаціями. При цьому починається рух дислокацій та їх взаємодія, що обумовлює збільшення щільності дислокацій і концентрації точкових дефектів.

Таблиця 4.3 – Технологічна здійсненність ідеї проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

Технології її реалізації	Наявність технологій	Доступність технологій
1	2	3
Технологія 1 (УЗУО бойком з армо-заліза)	На стадії розробки	Доступна

Продовження таблиці 4.3

1	2	3
Технологія 2 (УЗУО бойком з сталі ШХ15)	Технологія існує	Доступна
Технологія 3 (УЗУО в різних середовищах)	Технологія існує	Доступна

За результатами аналізу таблиці 4.3 можна зробити висновок, що проект може бути реалізований найближчим часом, але потрібні додаткові дослідження, оскільки технологія апробована тільки для промислового сплаву Д16 (склад (ваг. %): Al – 93,6 %, Cu – 3,97 %, Mg – 1,43 %, Mn – 0,625 %)), що і представлено у магістерській дисертації, але потрібно провести ще ряд випробувань для інших легких конструкційних сплавів. Технології створення зносостійких покриттів із використанням ультразвукової ударної обробки легких конструкційних сплавів апробується на ДП «Завод 410 цивільної авіації» (м. Київ) та «Запорізьке машинобудівне конструкторське бюро "Прогрес" ім. академіка А.Г. Івченка» (м. Запоріжжя).

Дюраль марки Д16 – різновид сплаву, яка найменше піддається механічним впливам, з нього виробляються прутки, різні болти і заклепки, які використовуються для кріплення деталей літаків. Алюмінієвий куток і профіль широко використовуються для виготовлення опор і ребер жорсткості кабіни екіпажу і крил літаків. Також з дюралюмінію виготовляють сам корпус літаючого апарата, вантажні відсіки, різноманітне обладнання, і навіть пасажирський салон. Варто відзначити важливу перевагу сплаву – це його теплоємність, так як корпуси літака, оббиті дюралюмінію, прекрасно тримають тепло всередині [65].

За результатами аналізу таблиці 4.4 можна зробити висновок, що ринок є привабливим для входження за попереднім оцінюванням. Компанія Боїнг опублікувала звіт про кількість доставлених покупцям літаків за 2016 рік. В 2016 році Боїнг виготовив і доставив споживачам 748 літаків. Тільки літаків моделі Боїнг-737, найбільш популярний літак компанії, було зроблено 490 штук або 41

літак на місяць.

Таблиця 4.4 – Попередня характеристика потенційного ринку стартап-проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

№ п/п	Показники стану ринку (найменування)	Характеристика
1	Кількість головних гравців, од	Є три основні технології-аналоги: 1) Метод механічного легування 2) Метод зварювання тертям із перемішуванням 3) Метод лазерного легування
2	Загальний обсяг продаж, ум.од, 2016 рік	748 од. (лише виробник Boeing)
3	Динаміка ринку (якісна оцінка)	Зростає
4	Наявність обмежень для входу	Відсутні
5	Специфічні вимоги до стандартизації та сертифікації	ASTM B918, B316, B548
6	Середня норма рентабельності в галузі (або по ринку)	> 1

Компанія Аеробус досить сильно відстала від головного конкурента – в 2016 році всього 577 літаків. Разом за 2016 рік лише дві компанії виготовили 1325 літаків. Для порівняння візьмемо минулі роки. 2015 рік був рекордний для обох компаній. Боїнг виготовив 762 літака, Аеробус – 670 літаків, разом 1430 штук. У 2014 році – Боїнг 723 літака, Аеробус – 629 літаків, разом 1352 штук. У 2013 році Боїнг виготовив 648 літаків, Аеробус – 626, разом 1274 штук [66].

Отже, за останні кілька років кожен день до світового авіаційного флоту додається приблизно 4 великих пасажирські літаки і це лише дані двох авіа виробників.

У таблицях 4.5 та 4.6 представлено характеристику потенційних клієнтів

та фактори загроз стартап-проекту.

Таблиця 4.5 – Характеристика потенційних клієнтів стартап-проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

№ п/п	Потреба, що формує ринок	Цільова аудиторія (цільові сегменти ринку)	Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів до товару
1	Зміцнення деталей, що мають різну форму	Юридичні особи (компанії), які виготовляють літаки та військову техніку: - Airbus; - Boeing; - Embraer - ATR; - Bombardier - Антонов; - підприємства концерну Укроборонпром	Стандарти, Технічні регламенти, Специфікації, Обсяги закупок, Умови експлуатації	Собівартість Час експлуатації Вимоги до складу Рівномірний розподіл обробки по поверхні
2	Збільшення корозійної стійкості сплаву			

Таблиця 4.6 – Фактори загроз стартап-проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

№ п/п	Фактор	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
1	Нестабільність політичної та економічної ситуації	Зменшення фінансування та попиту	Застосування короткострокових стратегій. Приймання участі у програмах, в тому числі міжнародних, задля залучення додаткових інвестицій.
		Зменшення паливних, енергетичних та матеріально-технічних ресурсів	Перехід на інші види енергії, залучення додаткових інвестицій.

У таблицях 4.7 та 4.8 описано фактори можливостей стартап-проекту та ступеневий аналіз конкуренції на ринку.

Таблиця 4.7 – Фактори можливостей стартап-проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

№ п/п	Фактор	Зміст можливості	Можлива реакція компанії
1	Зменшення собівартості товару	Зменшення витратних матеріалів	Збільшення обсягу виробництва
2	Збільшення використання сплаву Д16	Поява більшого попиту на технологію УЗУО	Збільшення обсягу продажу.

Таблиця 4.8 – Ступеневий аналіз конкуренції на ринку стартап-проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

Особливості конкурентного середовища	В чому проявляється дана характеристика	Вплив на діяльність підприємства (можливі дії компанії, щоб бути конкурентоспроможною)
1. Міжнародна	Зменшення витратних матеріалів	Збільшення обсягу виробництва
2. Цінова	Високі ціни конкурентів	Зменшення власної ціни за рахунок дешевого процесу обробки і збільшення обсягу продажу.
3. Олігополія	Конкуренти прагнуть уникнути цінової боротьби, або не можна отримати переваги від об'ємів продажів	Виділення нових ринкових сегментів, вдосконалення технологічних процесів, незначні новації

У таблиці 4.9 представлено SWOT-аналіз стартап-проекту.

Таблиця 4.9 – SWOT-аналіз стартап-проекту – розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації

<p>Сильні сторони: Внутрішніми перевагами стартап-проекту, а саме розробки технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації, є те що процес УЗУО можна проводити на готових виробах і деталях різної форми, а також в різних локальних областях виробу і даючи при цьому значне покращення механічних властивостей і корозійної стійкості, використовуючи при цьому не дорогі витратні матеріали, тому виробниче використання даного методу є економічно більш вигідним.</p>	<p>Слабкі сторони: Внутрішніми недоліками стартап-проекту є необхідність додаткових досліджень, оскільки у магістерській дисертації опрацьовано лише малу кількість деталей для того щоб зробити достовірний прогноз з ефективності методу. Мікротвердість поверхневих шарів сплаву може коливатися в певному діапазоні, при цьому на поверхні є ділянки як зміцнені, так і ті, що можуть мати менше значення мікротвердості. Відтворюваність результатів потребує додаткової перевірки.</p>
<p>Можливості: Стартап-ідея спрямована на розробку технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16, що буде мати більші варіанти застосування у промисловості, у тому числі за екстремальних умов експлуатації.</p>	<p>Загрози: Рівномірною обробкою деталей, стартовий капітал для виробництва, знаходження інвесторів, чинники, які можуть привести до збоїв в процесі впровадження УЗУО у масове виробництво.</p>

Дослідження даної технології ще триває, тому не можна дати вичерпну інформацію про ринкову спроможність та створити маркетингову модель товару.

Дисертаційна робота була спрямована на дослідження фундаментальних явищ, а саме: впливу середовища обробки та типу ударного інструменту на структуру, фазовий та хімічний склад, механічні властивості поверхневих шарів сплаву Д16. Технологія УЗУО використовується у промисловості, але в даній роботі розглядаються варіанти удосконалення цього методу для подальшого впровадження в інженерію металевих поверхонь.

4.2 Висновки до розділу 4

Аналіз ринкової спроможності стартап-проекту «Розробка технології синтезу високоміцних композиційних покриттів за допомогою ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 для екстремальних умов експлуатації» свідчить, що у зв'язку із постійним збільшенням виробів авіабудування, в яких використовується алюмінієвий сплав Д16, розробка нових атермічних методів модифікації його поверхні є актуальним і перспективним напрямом.

Встановлено, що перспективи впровадження з огляду на стан авіаційної галузі і потенційні групи клієнтів не достатньо високі, але позитивним є те, що конкурентні технології, які використовуються на сьогодні, не в змозі забезпечити всіх тих переваг, які дозволяє досягти у комплексі нова – запропонована у стартап-проекті – методика УЗУО.

5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНІЙ СИТУАЦІЇ

5.1 Вступ

Охорона праці (ОП) – це система правових, соціально-економічних, організаційно-технічних, санітарно-гігієнічних і лікувально-профілактичних заходів та засобів, спрямованих на збереження життя, здоров'я і працездатності людини у процесі трудової діяльності [67].

Охорона праці є складова низки фундаментальних прав людини, закріплених в Конституції та Законах України. Завдання охорони праці – звести до мінімуму імовірність травматизму чи захворювання працюючих та створити оптимальні умови для їх праці, що забезпечують найкраще самопочуття та максимальну працездатність людини [68].

Отже, метою даного розділу є аналіз небезпечних та шкідливих чинників, що можуть викликати ураження організму, захворювання і травмування та розробка заходів і засобів щодо їх усунення та безпека в надзвичайних ситуаціях в процесі дослідження синтезу композиційних покриттів ультразвуковою ударною обробкою сплаву Д16.

В даному розділі розглянуто засоби охорони праці під час виконання досліджень, що проводилася на приладі УЗГ–300.

Аналізуючи умови праці при виконанні даної НДР потрібно розглянути наступні чинники: мікроклімат; склад повітря робочої зони; шум; вібрації; освітлення; електричний струм; випромінювання від та комп'ютера.

5.2 Аналіз роботи в приміщенні

Науково-дослідницька робота виконувалась на кафедрі фізики металів інженерно-фізичного факультету КПІ ім. Ігоря Сікорського в корпусі № 9, на 5 поверсі в кімнаті № 508. Схема кімнати представлена на рис. 5.1.

Приміщення, в якому виконувалася НДР, має наступні установки:

1 – мікротвердомір ПМТ-3; 2 – УЗГ-300; 3 – тумбочка; 4, 10, 11 – книжкова шафа; 7, 8, 9, 15, 16, 18, 19, 20, 21, 24 – стіл письмовий; 5, 12, 13, 14, 22, 23 – стілець; 6, 17, 18 – комп'ютер.

Проведено вимірювання розмірів приміщення лабораторії та вікон, які становлять:

- 1) розміри лабораторії – ширина (6 м), довжина (6 м), висота (2,7 м)
- 2) розмір вікон – ширина (2,5 м), висота (2 м).

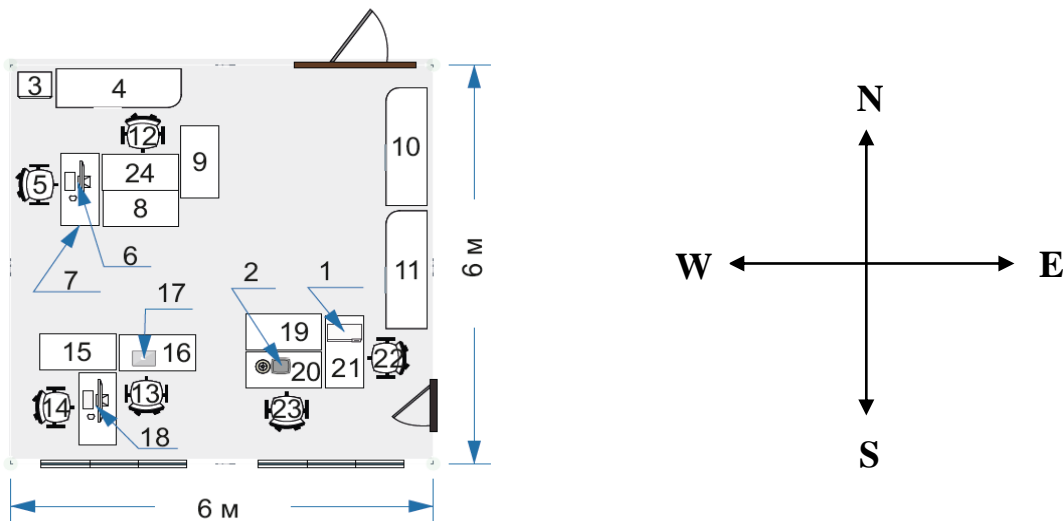


Рисунок 5.1 – Схема лабораторії в якій виконувалася науково-дослідницька робота

Проведено розрахунки площі та об'єму:

- 1) площа лабораторії складає: $S=a \cdot b=6 \times 6= 36 \text{ м}^2$
- 2) об'єм лабораторії складає: $V=a \cdot b \cdot c=6 \times 6 \times 2,7=97,2 \text{ м}^3$.

Розрахуємо площу та об'єм на одну особу для кімнати 508, за умовою, що кількість працюючих становить три особи:

$$S_p=36/3=12 \text{ м}^2;$$

$$V_p=97,2/3=32,4 \text{ м}^3$$

Таким чином, на одного працюючого припадає 12 м^2 площі та $32,4 \text{ м}^3$ об'єму, що задовольняє вимогам. Отже, площа та об'єм лабораторії, згідно з ДСанПІН 3.32.007 - 98, де на одну людину повинно приходиться не менше 6 м^2 площі та 20 м^3 об'єму, відповідають нормам [69].

Важливе значення для нормальної працездатності людини має чисте повітря потрібного хімічного складу і оптимальної температури, вологості та швидкості руху, тому виконання науково-дослідної роботи супроводжувалося дослідженням мікроклімату в приміщенні лабораторії. При дослідженні мікроклімату знаходять такі складові: температура, рухливість повітря робочої зони та зіставлення результатів з встановленими нормами [67]. Також розрізняють категорії робіт за важкістю: Легка Іа, Легка Іб, Середньої важкості Іа, Середньої важкості Іб, Важка ІІІ.

Згідно з [70] категорія важкості робіт – І б. Вона містить легкі фізичні роботи до 150 Ккал/год. Результати дослідження та нормовані величини параметрів мікроклімату в робочій зоні кімнати 508 наведені у таблиці 5.1

В приміщенні науково-дослідницької лабораторії використовується водяне опалення та природна вентиляція.

Таблиця 5.1 – Величина параметрів мікроклімату в робочій зоні приміщення лабораторії 508

Період року	Температура повітря, °С		Відносна вологість, %		Швидкість руху повітря, м/с	
	Виміряна	Допустима	Виміряна	Допустима	Виміряна	Допустима
Холодний	20	17...25	70	<75	0,1	<0,2
Теплий	23	19...30	55	<60, при 27 °С	0,2	0,1...0,3

Можна зробити висновок, що мікроклімат в кімнаті 508 відповідає вимогам санітарних норм.

5.2.1 Склад повітря робочої зони

Чистота повітря в лабораторії визначається вмістом шкідливих речовин та пилом. Вміст шкідливих речовин в повітрі робочої зони не повинен перевищувати гранично допустимих концентрацій, які використовуються при проектуванні виробничих будівель, технологічних процесів, обладнання, вентиляції. За ГОСТ 12.1.005-88 [71] встановлені гранично допустимі концентрації шкідливих речовин в повітрі робочої зони виробничих приміщень. Надходження до повітря робочої зони тієї чи іншої шкідливої речовини залежить від технологічного процесу, сировини, що використовується.

В даній лабораторії з матеріалами, які використовуються в твердому стані не проводяться процеси полірування, шліфування та травлення, а також щодня проводиться вологе прибирання приміщення. З вищенаведеного можна сказати, що шкідливі речовини та запиленість приміщення не перевищує допустимих значень.

5.3 Освітлення

Залежно від джерел світла освітлення може бути природним, штучним та суміщеним, при якому недостатнє за нормами природне освітлення доповнюється штучним [72].

До переваг природного освітлення можна віднести те, що воно сприятливо впливає на органи зору та покращує розвиток організму у цілому. До недоліків відносять – непостійне освітлення у різні періоди доби та року; нерівномірний розподіл освітленості по площі виробничого приміщення; можливість засліплення органів зору [73]. Недостатня або надмірна освітленість можуть стати причиною розвитку короткозорості, зниження гостроти зору [74].

Природне і штучне освітлення в приміщеннях регламентується нормами ДБН В.2.5.28-2006 від характеристики зорової роботи, найменшого розміру об'єкта розрізнення, розряду зорової роботи (I-VIII), системи освітлення, характеристики фону, контрасту об'єкта розрізнення з фоном.

У кімнаті здійснюється природне бокове освітлення, вікна з південного боку. Відстань до місця основної роботи складає 1,5 м. Робота, що виконується відноситься до роботи середньої точності (четвертий розряд зорових робіт). Освітлення лабораторії природне та штучне. Для місцевого освітлення використовуються лампи розжарювання, для загального – люмінесцентні ЛБ-40 (20 одиниць у кімнаті). Освітлення кімнати відповідає встановленому по ДБН В.2.5.28-2006 рівню в 200 лк [75].

5.3.1 Аналіз природного освітлення

Основне розрахункове рівняння при боковому природному освітленні має вигляд [75]:

$$\frac{(100 \cdot S_0)}{S_n} = \frac{(e \cdot K_z \cdot \eta_B \cdot K_{буд})}{\tau_0 \cdot r_1}, \quad (5.1)$$

де e – фактичне значення КПО;

S_0 – площа вікон;

S_n – площа підлоги;

K_z – коефіцієнт запасу, який приймається згідно табл. 3 [66]. Для приміщень з нормальними умовами середовища (кабінети, навчальні, житлові кімнати, лабораторії, читальні зали) дорівнює 1.

η_B – світлова характеристика вікон (визначається з табл. Л.1[75]).

В даному випадку коефіцієнт $\eta_e = 18$ тому, що відношення довжини до глибини приміщення: $6/6=1$

Відношення глибини приміщення до його висоти рівня умовної робочої поверхні до верха вікна: $6/(2,5-0,5) = 3$;

Висота верха вікна відносно підлоги дорівнює 2,5 м.

Умовна робоча поверхня дорівнює 0,5 м від підлоги.

τ_0 – загальний коефіцієнт світлопроникнення для бокового освітлення, який визначається за формулою:

$$\tau_0 = \tau_1 \cdot \tau_2 \cdot \tau_3 \cdot \tau_4, \quad (5.2)$$

де τ_1 – коефіцієнт світлопропускання матеріалу, який визначається з табл. Л.3. В даному випадку 0,8, оскільки в лабораторії подвійна рама;

τ_2 – коефіцієнт, який враховує втрати світла за рахунок віконних перетинів, який визначається за табл. Л.3 [75]. В даному випадку 0,7, оскільки рама дерев'яна, спарена;

τ_3 – коефіцієнт, який враховує втрати світла в несучих конструкціях і визначається за табл. Л.3 [75] (при боковому освітленні $\tau_3 = 1$);

τ_4 – коефіцієнт, який враховує втрати світла за рахунок сонцезахисних пристроїв і визначається з табл. Л.4 [75]. Оскільки в лабораторії присутні регулюючі жалюзі, що складаються, то – 1.

$K_{б\text{уд}}$ – коефіцієнт, який враховує затінювання вікон протилежними будинками, визначається з табл. Л.2 [75]. В даному випадку 1 тому, що $P/H_{б\text{уд}} > 3$,

де P – відстань між двома будинками;

$H_{б\text{уд}}$ – висота розміщення карнизу протилежного будинку над підвіконником вікна, що розглядається;

r_1 – коефіцієнт, який враховує підвищення КПО при боковому освітленні завдяки світлу, відбитого від поверхонь приміщення.

Значення коефіцієнта r_1 визначається за табл. Л.5 [75].

$\rho_{\text{стелі}} = 80\%$	$S_{\text{стелі}} = 36 \text{ м}^2$
$\rho_{\text{стін}} = 50\%$	$S_{\text{стін}} = 64,8 \text{ м}^2$
$\rho_{\text{підлоги}} = 30\%$	$S_{\text{підлоги}} = 36 \text{ м}^2$

$$\rho_{cp} = \frac{(\rho_{\text{стелі}} \cdot S_{\text{стелі}} + \rho_{\text{стін}} \cdot S_{\text{стін}} + \rho_{\text{підлоги}} \cdot S_{\text{підлоги}})}{(S_{\text{стелі}} + S_{\text{стін}} + S_{\text{підлоги}})} \quad (5.3)$$

$$\rho_{cp} = \frac{(0,8 \cdot 36 + 0,5 \cdot 64,8 + 0,3 \cdot 36)}{(36 + 36 + 64,8)} = 0,5$$

Відношення відстані розрахункової крапки від зовнішньої стіни до

глибини приміщення дорівнює 0,467.

Згідно таблиці Л.5 [75]: $r_1=1,35$

Визначимо загальний коефіцієнт світлопропускання вікон τ_0 :

$$\tau_0 = 0,8 \cdot 0,7 \cdot 1 \cdot 1 = 0,56 \quad (5.4)$$

З рівняння (5.1) знайдемо e :

$$e = \frac{(100 \cdot S_0 \cdot \tau_0 \cdot r_1)}{(S_n \cdot K_3 \cdot K_{\text{буд}} \cdot \eta_0)} \quad (5.5)$$

Площа вікна дорівнює: $S_{\text{вікна}}=a \cdot b=2,5 \cdot 2= 5 \text{ м}^2$

Площа підлоги $S_{\text{п}}$ становить: $S_{\text{п}} = a \cdot b=6 \cdot 6=36 \text{ м}^2$.

Підставивши всі значення до формули (5.5), отримаємо:

$$e = \frac{100 \cdot 5 \cdot 0,56 \cdot 1,35}{36 \cdot 1 \cdot 1 \cdot 18} \cdot 2 = 1,16.$$

Розрахуємо нормоване значення КПО, e_n для нашого приміщення, за формулою:

$$e_n = e_{\text{н}} \cdot m_n, \quad (5.6)$$

де $e_{\text{н}}$ — значення КПО за табл. 1 та 2 [66]. Для зорових робіт середньої точності $e_{\text{н}}$ становить 1,5.

m_n — коефіцієнт світлового клімату за табл. 4 [75].

Природне освітлення потрапляє в лабораторію крізь бокові вікна зорієнтовані на південь.

m_n — для південної орієнтації вікон становить 0,85.

$$e_n = 1,5 \cdot 0,85 = 1,275$$

З розрахунків видно, що природне освітлення не є достатнім, тому для забезпечення нормальної освітленості приміщення у кімнаті на кожному столі потрібно встановити місцеве освітлення. В разі невідповідності освітлення встановленим нормам, у працівників при тривалій роботі виникатимуть послаблення зору, головні болі, розсіяння уваги, що в свою чергу може призвести до не точного та не якісного виконання роботи.

5.3.2 Аналіз штучного освітлення

При штучному освітленні нормативною величиною є абсолютне значення освітленості, яке залежить від характеристики зорової праці та системи освітлення (загальне, комбіноване). Розрахунок освітлювальної системи може бути виконано різними способами, які базуються на двох основних методах розрахунку: за світловим потоком і точковий. Найбільш розповсюджений в проектній практиці розрахунок за методом коефіцієнта використання потоку світла. Цей метод використовується для розрахунку загального рівномірного освітлення і дає змогу визначити світловий потік джерел світла, необхідний для створення нормованого освітлення розрахункової горизонтальної площини. Цим методом враховується прямий та відбитий (від стелі, стін та підлоги) потік світла [75].

В даній роботі використаємо метод світлового потоку. Основне розрахункове рівняння має вигляд [76]:

$$F = \frac{E \cdot S \cdot K \cdot Z}{N \cdot n \cdot \eta}, \quad (5.7)$$

де F – світловий потік джерела світла, лм;

E – нормована освітленість, лк;

S – площа приміщення, що освітлюється, м²;

K – коефіцієнт запасу, що враховує зниження освітленості в результаті забруднення та старіння ламп;

Z – коефіцієнт нерівномірності освітлення;

N – кількість світильників;

n – кількість ламп у світильнику;

η – коефіцієнт використання світлового потоку.

Коефіцієнт використання світлового потоку η визначається за світлотехнічними таблицями залежно від показника приміщення i , коефіцієнтів відбиття стін та стелі. Показник приміщення i вираховується за формулою:

$$i = \frac{a \cdot b}{h \cdot (a + b)}, \quad (5.8)$$

де a і b – ширина і довжина приміщення, м;

h – висота світильника над робочою поверхнею, м.

Отже,
$$i = \frac{a \cdot b}{h \cdot (a + b)} = \frac{6 \cdot 6}{2,4 \cdot (6 + 6)} = 1,25$$

Користуючись даними з таблиці 13 [77] за умовою, що:

$\rho_{\text{стелі}} = 80\%$, $\rho_{\text{стіни}} = 50\%$, знаходимо: $\eta = 48\%$, або 0,48.

З рівняння (5.7) заходимо E :

$$E = \frac{F \cdot N \cdot n \cdot \eta}{K \cdot S \cdot Z}, \quad (5.9)$$

де F для ламп ЛБ = 3200 лм;

K = для ламп ЛБ становить 1,5.

$Z = 1,1$ для люмінесцентних ламп;

$N = 10$ шт.; $n = 2$ шт.; $\eta = 0,48$; $S = 36 \text{ м}^2$

$$E = \frac{F \cdot N \cdot n \cdot \eta}{K \cdot S \cdot Z} = \frac{3200 \cdot 10 \cdot 2 \cdot 0,48}{1,5 \cdot 36 \cdot 1,1} = 517 \text{ лк.}$$

Згідно ДБН В.2.5–28–2006 норма освітлення становить 200 лк. Отримане значення E перевищує норму тобто, штучне освітлення є достатнім.

5.4 Аналіз шуму та вібрації

Шум – це механічні коливання часток пружного середовища (газу, рідини, твердого тіла), що виникають під впливом будь-якої зовнішньої сили [74]. Науково-дослідницька робота виконувалась на установці УЗГ-300, що видає певний шум та вібрацію під час роботи.

Шум, навіть при відносно незначних рівнях звука (50 – 60 дБА), підвищує навантаження на нервову систему людини, що дуже відчутно за умов зайняття розумовою діяльністю. Він збуджує нервову систему, підвищує тиск крові, веде до передчасної втоми, викликає головний біль. Доказано, що багато захворювань (гіпертонічна та виразкова хвороби, неврози, шлунково-кишкові і шкіряні захворювання) пов'язано з перенапруженням нервової системи у процесі праці та відпочинку. Так, дія шуму 90 дБА і вище веде до зниження чутливості слухових органів, а іноді, в особливо незадовільних умовах на промислових підприємствах, до виникнення професійного захворювання – сенсоневральної приглухуватості. Дія шуму дуже високих рівнів (більш ніж 145 дБА) може призвести до пошкодження барабанної перетинки [73].

Граничні величини шуму на робочих місцях регламентуються ДСН 3.3.6.037-99. У ньому встановлені параметри шуму, виходячи з класифікації приміщень за їх використанням для різних видів трудової діяльності [78].

Вібрація це механічні коливання пружних тіл або коливальні рухи механічних систем. Для людини вібрація є видом механічного впливу, який має негативні наслідки для організму [72]. Під впливом інтенсивної вібрації (особливо локальної), в організмі людини відбуваються функціональні зміни окремих систем і регуляторної функції центральної нервової системи. Вібрація викликає появу вібраційної хвороби, що може призвести до втрати працездатності. Вібраційна хвороба може виявлятися у вигляді порушення діяльності вестибулярного апарата, зниженні температурної та больової чутливості людини [74].

Нормуються параметри вібрації відповідно до вимог ДСН 3.3.6.039-99. Державні санітарні норми виробничої та загальної вібрацій та ГОСТ 12.1.012-90 «Вибрационная безопасность. Общие требования» [74].

Установка УЗГ-300 працює в ультразвуковому діапазоні. Обробка зразків здійснюється від 0,5 хв до 5 хв. Схема проведення УЗУО на рисунку 2.6. Вибір параметрів УЗУО описаний у підрозділі 2.3 Методика та режими ультразвукової ударної обробки.

Під час обробки персонал також одягає навушники. Вплив від вібрації не зазнається, так як немає контакту людини з установкою під час обробки. З метою профілактики шкідливого впливу ультразвуку, використовується малопотужне ультразвукове обладнання. Щоб уникнути розповсюдження ультразвуку, установка обладнана звукоізолюючим кожухом покритими гумою.

В нашому випадку рівень шуму та вібрації знаходиться в межах норми.

5.5 Електробезпека

Кімната № 508, в якій проводилася науково-дослідницька робота відносять до приміщення без підвищеної небезпеки, відповідно до джерела [79]. Електричні прилади живляться напругою 220 В (комп'ютери та орг. техніка, ПМТ- 3, УЗГ-300) зі змінним струмом та частотою 50 Гц.

Електротравми відбуваються при попаданні людини під напругу в результаті доторкання до елементів електроустановки з різними потенціалами чи потенціал яких відрізняється від потенціалу землі, в результаті утворення електричної дуги між елементами електроустановки безпосередньо або між останніми і людиною, яка має контакт з землею, а також в результаті дії напруги кроку. Основні чинники електричного характеру це величина струму через людину, напруга, під яку вона попадає та опір її тіла, рід і частота струму. Гранично допустимий струм через людину при нормальному (неаварійному) режимі роботи електроустановки не повинен перевищувати 0,3 мА для перемінного струму і 1 мА для постійного [72].

На тяжкість ураження струмом впливають такі фактори [74]:

- вплив стану шкіряного шару (порізи, подряпини, зволоження, збільшене потовиділення, забруднення шкіряного шару можуть призвести до значного зменшення загального опору тіла людини електричному струму);
- вплив параметрів електричного струму (постійний чи змінний струм, величина електричного струму).

Небезпека для організму людини тим менша, чим менша тривалість впливу струму. При тривалому впливі струму опір тіла людини падає і струм зростає до значення, здатного викликати зупинку дихання або навіть фібриляцію серця. Підвищена вологість повітря, струмовідний пил та хімічно активні домішки знижують опір ізоляції електроустановки, сприяють переходу напруги на не струмовідні частини установки, коротким замиканням тощо і, таким чином, підвищують небезпеку електротравм [73].

Протікання електричного струму через організм людини являє собою складний процес, який супроводжується значним спектром фізико-біологічних та хімічних реакцій, основними з яких є термічна, електролітична, механічна та біологічна. Термічна реакція тканин організму людини виникає внаслідок перетворення електричної енергії в теплову. Електролітична дія електричного струму на живі тканини полягає в розкладанні внутрішньоклітинної органічної рідини на іони. Механічна реакція організму людини на протікання електричного струму виявляється у вигляді електродинамічного ефекту, який полягає, наприклад, у різкому скороченні м'язових тканин. Біологічна реакція організму людини на електричний струм формується в результаті його дії на внутрішні біоелектричні процеси, в подразненні живих тканин [74].

У кімнаті, де проводилися дослідження, правильно виконане захисне заземлення корпусів, електроустаткування і приладів. Розташування робочих місць таке, що виключається можливість одночасного доторкання до корпусів, електроустаткування і приладів, відповідно до джерела [80].

5.6 Забезпечення безпеки та запобігання надзвичайним ситуаціям

Надзвичайна ситуація – обстановка на окремій території чи суб'єкті господарювання на ній або водному об'єкті, яка характеризується порушенням нормальних умов життєдіяльності населення, спричинена катастрофою, аварією, пожежею, стихійним лихом, епідемією, епізоотією, епіфітотією, застосуванням засобів ураження або іншою небезпечною подією, що призвела (може призвести) до виникнення загрози життю або здоров'ю населення, великої кількості загиблих і постраждалих, завдання значних матеріальних збитків, а також до неможливості проживання населення на такій території чи об'єкті, провадження на ній господарської діяльності.

Запобігання виникненню надзвичайних ситуацій – комплекс правових, соціально-економічних, політичних, організаційно-технічних, санітарно-гігієнічних та інших заходів, спрямованих на регулювання техногенної та природної безпеки, проведення оцінки рівнів ризику, завчасне реагування на загрозу виникнення надзвичайної ситуації на основі даних моніторингу, експертизи, досліджень та прогнозів щодо можливого перебігу подій з метою недопущення їх переростання у надзвичайну ситуацію або пом'якшення її можливих наслідків [81].

Під час виконання науково-дослідницької роботи можливе виникнення наступних надзвичайних ситуацій: пожежі, землетрусу, вибуху, аварії на електроенергетичних системах, руйнування будівлі.

Проаналізуємо імовірність виникнення пожежі в приміщенні та засобів її запобігання.

Відповідно до ДСТУ Б В.1.1-36:2016 приміщення кімнати 508-9 за пожежонебезпекою відноситься до категорії «В» (в лабораторії є горючі та важко горючі рідини, також тверді горючі та важко горючі речовини). Приміщення в якому вони знаходяться не відносяться до категорії А або Б). У приміщенні найбільш пожежонебезпечним місцем є місце де розміщено комп'ютерну техніку, місце де прокладена електропроводка. Загоряння може відбутися через коротке замикання в електропроводці [82]. Кімната водою із загальної мережі

водопроводу, порошковими вогнегасниками оснащена для гасіння пожежі. План евакуації в разі виникнення пожежі наведено на рис. 5.2.

Із засобів пожежогасіння у лабораторії є вогнегасники ОУБ-2 (вуглекислотно-брометиловий). Умови роботи задовольняють обмеженням на використанні вогнегасників цих типів (напруга електропристроїв не більше, ніж 1000 В). Засобами виявлення й оповіщення про пожежу є автоматичні датчики-сигналізатори про пожежу типу ДТП, що реагують на підвищення температури. Засобом оповіщення співробітників про пожежу служить внутрішній службовий зв'язок. На випадок пожежі є план евакуації працівників з будівлі (рис. 5.2).

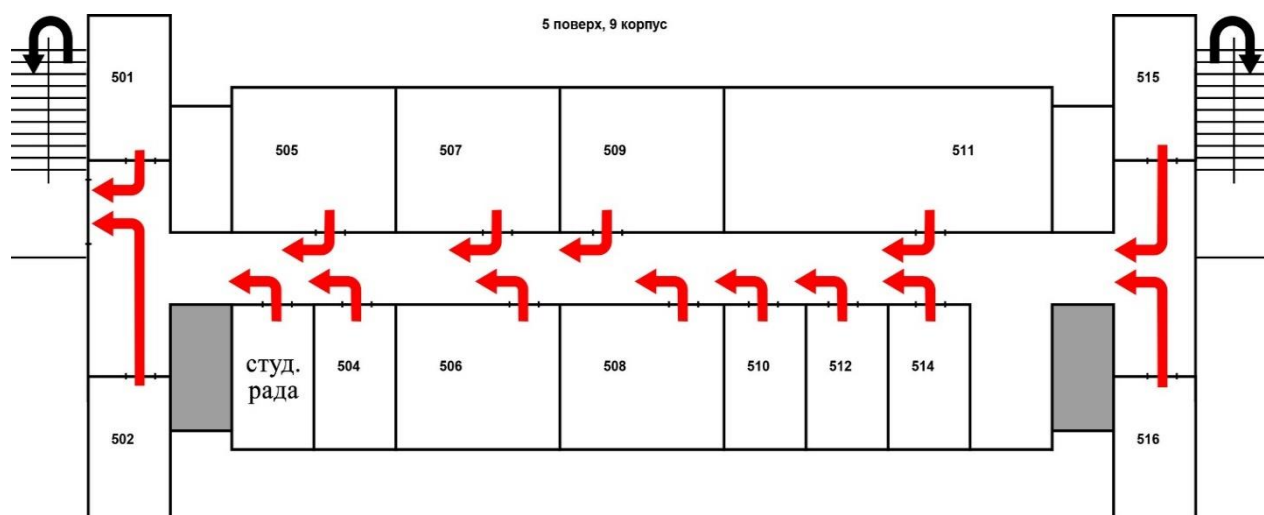


Рисунок 5.2 – План евакуації

5.7 Висновки до розділу 5

1. В даній роботі дослідження, які проводяться згідно плану, є екологічно чистими і не є джерелом забруднення навколишнього середовища.
2. Проведений аналіз шкідливих та небезпечних факторів, передбачає умови при яких може виникнути небезпека ураження організму.
3. Мікроклімат, організація робочого місця, освітлення в лабораторії відповідають вимогам санітарних норм. А рівень шуму, вібрацій та випромінювання не перевищує допустимих норм.

ВИСНОВКИ

1. Аналіз літературних даних свідчить, що покриття на основі інтерметалідів є перспективним для отримання міцних та легких конструкційних сплавів.

2. Запропоновано спосіб створення міцних інтерметалідних покриттів, який передбачає ультразвукову ударну обробку поверхні алюмінієвого сплаву Д16 ударниками з армко-заліза та сталі ШХ15 за умов квазігідростатичного стиснення задля забезпечення наноструктурованого стану та активації масоперенесення атомів Fe у Al.

3. Виявлено циклічний характер зміни мікротвердості поверхневих шарів сплаву Д16 залежно від тривалості УЗУО на повітрі та в інертному середовищі як бойком зі сталі ШХ15, так і бойком з армко-Fe, який полягає у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації, обумовлених структурно-фазовими перетвореннями або процесами динамічного повернення відповідно.

4. Після УЗУО на повітрі при використанні бойка зі сталі ШХ15 максимальне значення мікротвердості 12,7 ГПа досягається за тривалості обробки $\tau=180$ с. Максимальне значення мікротвердості після УЗУО бойком із армко-Fe в інертному середовищі становить $\sim 4,3$ ГПа за тривалості обробки $\tau = 140$ с.

5. Зростання величини мікротвердості поверхні сплаву Д16 при ультразвуковій ударній обробці обумовлюється зменшенням розміру ОКР, збільшенням рівня мікродеформації та формуванням інтерметалідних фаз Fe-Al.

6. Розроблений стартап-проект даної науково-дослідної роботи показав, що дане дослідження є доцільним з економічної точки зору.

7. Всі дослідження, які проводились згідно плану, є екологічно чистими і не є джерелом забруднення навколишнього середовища. Проведений аналіз шкідливих та небезпечних факторів передбачає умови при яких може виникнути небезпека ураження організму. Запропоновано заходи для уникнення травмування в процесі дослідження даної науково дослідницької роботи. Таким

чином, мікроклімат, організація робочого місця, освітлення, в лабораторії відповідає вимогам санітарних норм. А рівень шуму, вібрацій не перевищує допустимих норм.

CONCLUSIONS

1. Analysis of publication data shows that the coating based on intermetallic compounds is promising to obtain strong and light structural alloys.

2. Offered a method for building strong intermetallic coatings that provides ultrasonic impact treatment of the surface of an aluminum alloy 2024 by strikers from armko-iron and steel AISI 52100 under quasi-hydrostatic compression conditions in order to provide nanostructured state and activation of the mass transfer of Fe atoms in Al.

3. Detected cyclic character of the microhardness change of the 2024 alloy surface layers, depending on the duration of the ultrasound in the air and in the inert environment, using the striker of steel AISI 52100, as well as a strike of Armko-Fe, which consists in alternating the stages of strengthening and plasticization due to structural-phase transformations or processes of dynamic return accordingly.

4. After ultrasound in the air when using a striker of steel AISI 52100, the maximum value of the microhardness of 12.7 GPa is achieved with a processing time $\tau = 180$ s. The maximum value of microhardness after UIT with a striker from Armco-Fe in an inert medium is ~ 4.3 GPa for a treatment duration of $\tau = 140$ seconds.

5. It is shown that the growth surface micro hardness value 2024 alloy at UIT driven by a decrease in the size of CSR, an increase of microdeformations and formation of intermetallic phases Fe-Al.

6. The developed startup project of this research has shown that this study is expedient from an economic point of view.

7. All studies conducted according to the plan are environmentally friendly and are not a source of environmental pollution. The analysis of harmful and dangerous factors involves conditions at which there may be a risk of defeat of the body. Measures are proposed to avoid injury in the process of research of this research work. Thus, the microclimate, the organization of the workplace, lighting, in the laboratory meets the requirements of sanitary norms. And the noise level, the vibration does not exceed the permissible standards.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Деформаційне формування наноструктурованих композитів на поверхні алюмінієвого сплаву Д16 / С.І. Сидоренко, С.М. Волошко, І.Є. Котенко, А.П. Бурмак // *Металлофизика и новейшиетехнологии.* – 2012. – Т. 34, №8. – С. 1101 – 1115.
2. Мовчан В.П. Основи металургії / В.П.Мовчан, М.М.Бережний. – Дніпропетровськ: Пороги, 2001. – 336 с.
3. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий / Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко, В.М. Тышкевич, В.М. Фальченко. – Киев: РИО ИМФ, 1999. – 436 с. – (Монография / НАН Украины. Ин-т металлофизики им. Г.В. Курдюмова).
4. Зміна мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки / Г.І. Прокопенко, С.М. Волошко, І.Є. Котенко, А.П. Бурмак // *Наукові вісті НТУУ “КП”.* – 2009. – №3. – С. 42 – 46.
5. Упрочнение поверхности сплава Д16 при ультразвуковой ударной обработке / Г.И. Прокопенко, А.Л. Березина, С.М. Волошко [та ін.] // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 2010. – Т. 32, №3. – С. 397 – 403.
6. Циклічний характер змін мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 під дією інтенсивних режимів ультразвукової ударної обробки / А.П. Бурмак, С.І. Сидоренко, М.О. Васильєв, С.М. Волошко // *Наукові вісті НТУУ “КП”.* – 2013. – №1. – С. 57 – 62.
7. Прокопенко Г.И. Исследование режимов поверхностного упрочнения с помощью ультразвука / Г.И. Прокопенко, Т.А. Лятун // *ФиХОМ.* – 1977. – №3. – С. 3 – 7.
8. Кулемин А.В. Ультразвук и диффузия / А.В. Кулемин. – М.: Металлургия, 1978. – 199 с.
9. Влияние ультразвука на степень совершенства монокристаллов алюминия / И.Г. Полоцкий, Д.Е. Овсиенко, З.Д. Ходов [и др.] // *ФММ.* – 1966. – 21, №5. – С. 727-731.

10. Биронт В.С. Ультразвуковая обработка / В.С. Биронт // Литейное производство, металловедение и обработка металлов давлением. – 1971. – № 5. – С. 134 – 138.
11. Массоперенос при ультразвуковой ударной обработке пары медь-алюминий / М.А. Васильев, А.В. Козлов, Г.И. Прокопенко, Б.Н. Мордюк // Металлофизика и новейшие технологии. – 1995. – 15, № 11. – С. 75 – 78.
12. Ультразвукова ударна обробка алюмінієвого сплаву Д16 в інертному середовищі та рідкому азоті / С.І. Сидоренко, С.М. Волошко, І.Є. Котенко, А.П. Бурмак // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т. 33, №12. – С. 1659 – 1669.
13. Сироватка В.Л. Интерметаллиды системы Fe-Al: методы получения, свойства, покрытия [Текст] / В.Л. Сироватка, В.Е. Оликер, М.С. Яковлева // Материаловедение. – 2013. – № 3. – С. 46 – 53.
14. Механические свойства, плотность и дефектная структура субмикроструктурного титана ВТ1-0, полученного после интенсивной пластической деформации при винтовой и продольной прокатках / В.И. Бетехтин, О.Р. Колобов, М.В. Нарыкова [и др.] // Журнал технической физики. – 2011. – Т. 81, № 11. – С. 58-63.
15. Крашенинников С.В. Исследование кинетики диффузионных процессов при контактном плавлении металлов в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом / С.В. Крашенинников, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст./ ВолгГТУ. – Волгоград, 2004. – Вып.1, №6. – С. 78 – 81.
16. Васильев М.А. Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации (обзор) / М.А. Васильев, Г.И. Прокопенко, В.С. Филатова // Успехи физики металлов. – 2004. – Т.5, С. 345 – 399.
17. Структурные изменения в алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации / А.А. Мазилкин, Б.Б. Страумал, С.Г. Протасова [и др.] // Физика твердого тела. – 2007. – Т.49, №5. – С. 824–828.

18. О возможной роли дефектов кристаллического строения в механизмах нанофрагментации зеренной структуры при интенсивной холодной пластической деформации металлов и сплавов / А.И. Лотков, А.А. Батурин, В.Н. Гришков, В.И. Копылов // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10, № 3. – С. 67 – 79.
19. Валиев Р.З. Создание объемных наноструктурных материалов методами интенсивной пластической деформации для инновационных применений в технике и медицине / Р.З. Валиев // Физика и техника высоких давлений. – 2008. – Т. 18, № 4. – С. 12 – 20.
20. Панин В.Е. Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 11, № 5. – С. 5 – 16.
21. Гречников Ф.В. Влияние термической обработки на деформацию отдельных фаз в сплавах АМг10 и Д16 [Текст] / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова, О.Г. Савельева // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета имени академика М.Ф. Решетнева. Часть II. – Красноярск. – 2009. – № 1 (22). – С. 87 – 90.
22. Дюжечкин М.К. Горячедеформированные порошковые материалы системы Al-Si и Al-Si-C для гильз цилиндров ДВС : дисс. на соискание уч. степени к.т.н.: 05.16.06 / М.К. Дюжечкин. – Новочеркасск, 2014. – 139 с.
23. Получение и свойства электровзрывных нанопорошков сплавов и интерметаллидов / А.П. Ильин, О.Б. Назаренко, Д.В. Тихонов, Г.В. Яблуновский // Известия Томского политехнического ун-та. 2005. – Т. 308, № 4. – С. 71 – 74.
24. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, В.Н. Арисова [и др.] // Известия ВолгГТУ. – 2009. – №3. – С. 5 – 11.
25. Тарасова Т.В. Исследование процессов лазерного легирования поверхности алюминиевых сплавов / Т.В. Тарасова, Г.О. Гвоздева // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. – 2012. – № 03. – с. 48.

26. Improvement of surface porosity and properties of alumina films by incorporation of Fe micrograins in micro-arc oxidation / F. Jin, P.K. Chu, H. Tong, J. Zhao // *Applied Surface Science* – 2006. – Vol. 253. – P. 863 – 868.
27. Mechanisms of formation of Al₄Cu₉ during mechanical alloying: An experimental study / R. Besson, M.-N. Avettand-Fènoël, L. Thuinet et al. // *Acta Materialia* – 2015. – Vol. 87. – P. 216 – 224.
28. Особенности структуры сварных соединений Al-Fe полученных сваркой трением с перемешиванием / Г.М. Григоренко, А.Ю. Туник, Л.И. Адеева [и др.] // «Проблеми зварювання, споріднених процесів і технологій» та «Зварювання та споріднені процеси і технології»: III всеукр. наук.-тех. конф. студентів, аспірантів і молодих науковців, вер. 2014. – С. 1 – 4.
29. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 / В.Е. Панин, Е.Н. Каблов, В.С. Плешанов [и др.] // *Физическая мезомеханика* . – 2006 . – Т. 9, № 2. – С. 85 – 96.
30. Statnikov E. Physics and mechanism of ultrasonic impact treatment / E. Statnikov – Alabama: International Institute of Welding, 2004. – 30 p.
31. Yuan K.L. Modelling of ultrasonic impact treatment (UIT) of welded joints and its effect on fatigue strength / K.L. Yuan, Y. Sumi // *Frattura ed Integrità Strutturale* – 2015. – Iss. 34. – P. 476 – 486.
32. Roy S. Fatigue resistance of welded details enhanced by ultrasonic impact treatment (UIT) / S. Roy, J.W. Fisher, B.T. Yen // *International Journal of Fatigue* – 2003. – Vol. 25. – Isss. 9 – 11. – P. 1239 –1247.
33. Haagensen P.J. Introductory fatigue tests on welded joints in high strength steel and aluminium improved by various methods including ultrasonic impact treatment (UIT) / P.J. Haagensen, E.S. Statnikov, L. Lopez-Martinez // *International Institute of Welding, IIW Doc. XIII* – 1748 – 98, p. 1/12, 1998.
34. Statnikov E.S. Comparison of ultrasonic impact treatment (UIT) and other fatigue life improvement methods / E.S. Statnikov, V.O. Muktepavel, A. Blomqvist // *Welding in the World*. – 2002 – Vol. 46. – Isss. 3 – 4. – P. 20 –32.

35. Сидоров М.М. Влияние ультразвуковой ударной обработки на перераспределение остаточных сварочных напряжений в кольцевых стыках труб / М.М. Сидоров, Н.И. Голиков // Труды IV Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата. – Якутск : ИФТПС СО РАН, 2008. – 1 CD-R № гос. рег. 0320900128
36. Структурное состояние алюминия после ультразвуковой ударной обработки с порошком титана / Г.И. Прокопенко, П.Ю. Волосевич, Б.Н. Мордюк [и др.] // Металлофизика и новейшие технологии. – 2008. – Т. 30, № 8. – С. 1079 – 1089.
37. Wear assessment of composite surface layers in Al-6Mg alloy reinforced with AlCuFe quasicrystalline particles: Effects of particle size, microstructure and hardness / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, Yu.V. Milman, et al. // Wear. – 2014. – Vol. 319. – Isss. 1–2. – P. 84 – 95.
38. Kahraman F. Surface layer properties of ultrasonic impact-treated AA7075 aluminum alloy / F. Kahraman // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 2017.
39. A comparison of AA2024 and AA7150 subjected to ultrasonic shot peening: Microstructure, surface segregation and corrosion / Q. Sun, X. Liu, Q. Han et al. // Surface and Coatings Technology – 2018. – Vol. 337. – P. 552 – 560.
40. Liao M. Effects of ultrasonic impact treatment on fatigue behavior of naturally exfoliated aluminum alloys / M. Liao, W. R. Chen, N. C. Bellinger // International Journal of Fatigue – 2008. – Vol. 30. – Iss. 4. P. 717 – 726.
41. The characterization of the intermetallic Fe-Al layer of steel-aluminium weldings / M. Potesser, T. Schoeber, et al. // in: S.M. Howard, R.L. Stephens, C.J. Newman, J.-Y.J. Hwang, A.M. Gokhale, T.T. Chen (Eds.), EPD Confress 2006, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2006, pp. 167-176.
42. Синтез нанокристаллических материалов, включающих металлокерамику и интерметаллиды / А.Ф. Дресвянников, М.Е. Колпаков, В.Н. Доронин, И.Д. Сорокина // Вестник Казанского технологического университета. – № 9. – 2010. – С. 136-138.

43. Макеев Д. Н. Влияние вводимых легирующих элементов на свойства стали / Д. Н. Макеев // Вестник Саратовского государственного технического университета. - 2012. - № 67. - С. 92-98.
44. Тюрин А.Г. Диаграммы химической и электрохимической устойчивости термодиффузионных цинковых покрытий / А. Г. Тюрин, Р. Г. Галин // Защита металлов. - 2005. - Т. 41, N 5. - С. . 508-514.
45. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов / Н.А. Белов. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2010. – 511 с.
46. Мальцев М.В. Металлография цветных металлов и сплавов / М.В. Мальцев, Т.А. Барсукова, Ф.А. Борин. – М.: Металургиздат, 1960. – 375 с.
47. Бурмак А.П. Формування структурно-фазових станів при ультразвуковому ударному оброблянні та механічні властивості поверхні алюмінієвого сплаву Д16 : дис. на здобуття наук. ступеня к.т.н.: 05.16.01 / А.П. Бурмак. – Київ, 2014. – 191 с.
48. Меськин В.С. Основы легирования стали / В.С. Меськин // Серия "Выдающиеся ученые ИТМО". - СПб: СПбГУИТМО, 2002. - 236 с.
49. Железо технически чистое [Электронный ресурс]: <http://dic.academic.ru/dic.nsf/ruwiki/1301682> – Назва з екрану.
50. Структуры сталей и сплавов [Электронный ресурс]: <http://www.mtomd.info/archives/1283> – Назва з екрану.
51. Прокопенко Г.И. Исследование физико–механических характеристик Al после насыщения Ti с помощью УЗУО / Г.И. Прокопенко, Т.В. Голуб, Б.Н. Мордюк // Металлофизика и новейшие технологии. – 2006. – Т.28, № 2. – С.151–162.
52. Micromechanical properties of nanocrystalline titanium prepared by low-temperature rolling / L.S. Fomenko, A.V. Rusakova, S.V. Lubenets, V.A. Moskalenko // Low temperature physics. – 2010. – Vol. 36, №7. – P. 809 – 818.
53. Мильман Ю.В. Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования / Ю.В. Мильман, С.И. Чугунова, И.В. Гончарова // Вопросы

- атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98). – 2011. – №4. – С. 182–187.
54. Влияние температуры на механические свойства объемного аморфного сплава на основе циркония / Ю.В. Мильман, А.Н. Слипенюк, В.В. Куприн, Д.В. Козырев // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98). – 2011. – №4. – С. 85–88.
 55. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ. Индицирование рентгенограмм / Л.И. Миркин. – М.: Наука, 1981. – 496 с.
 56. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно–оптический анализ: [учеб. пособие для вузов.] / С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.
 57. Valiev R.Z. Structure and Properties of Ultrafine-Grained Materials Produced by Severe Plastic Deformation / R.Z. Valiev, A.V. Korznikov, R.R. Mulyukov // Material Science and Engineering. – 1993. – Vol.168, №2. – P. 141-148.
 58. Фрост Г. Дж. Карты механизмов деформации / Г.Дж. Фрост, М.Ф. Эшби Челябинск. – М.: Металлургия, 1989. – М.: 325 с.
 59. Гоулдстейн Дж. Практическая растровая микроскопия / Дж. Гоулдстейн, Х. Яковица // М.: Мир, 1978. – 656 с.
 60. Еволюція структурного стану та мікротвердості поверхні алюмінієвого сплаву Д16 внаслідок ультразвукової ударної обробки у різних атмосфера / М.О. Васильев, Б.М. Мордюк, С.І. Сидоренко [та ін.] // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – т.37. – №9. – С. 1269–1289.
 61. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин // М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
 62. Microstructural evolution in copper subjected to severe plastic deformation: Experiments and analysis / A. Mishra, B.K. Kad, F.Gregori, M.A. Meyers // Acta Materialia. – 2007 – Vol. 55. – Iss. 1. – P. 13 – 28.
 63. Mordyuk B.N. Structurally induced enhancement in corrosion resistance of Zr–2.5%Nb alloy in saline solution by applying ultrasonic impact peening /

- B.N.Mordyuk, O.P.Karasevskaya, G.I.Prokopenko // Materials Science & Engineering A. – 2013. – V. 559. – P. 453 – 461.
64. Масоперенос при ультразвуковій ударній обробці пари Al – Fe / М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко [та ін.] // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – Т. 37, № 12. – С. 1603 – 1618.
 65. Дюралюминий – металл для авіастроєння [Електронний ресурс]: <https://56orb.ru/news/tech/31-10-2016/dyuralyuminij-metall-dlya-aviastroeniya> – Назва з екрану.
 66. As Orders Slow, Pressure Mounts on Production Plans [Електронний ресурс]: <https://is.gd/3a2Lm0> – Назва з екрану.
 67. Закон України "Про охорону праці", затверджений Постановою Верховної Ради України від 21.11.2002 р. № 229-IV.
 68. Гандзюк М.П. Основи охорони праці: Підручник. – 5-те вид./ М.П. Гандзюк, Є.П. Желібо, М.О. Халімовський // К.: Каравела, 2011. – 384 с.
 69. Дсан ПІН 3.32.007–98 – Будівельні норми і правила.
 70. ДСН 3.3.6.042–99 – Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень.
 71. ГОСТ 12.1.005-88 – Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны.
 72. Основи охорони праці: Підручник. 2-ге видання, доповнене та перероблене. / К.Н. Ткачук, М.О. Халімовський, В.В. Зацарний, [та ін.]. За ред. К. Н. Ткачука і М. О. Халімовського. — К.: Основа, 2006 — 448 с.
 73. Голінько В.І. Основи охорони праці: підручник / В.І. Голінько // М-во освіти і науки України; Нац. гірн. ун-т. – 2-ге вид. – Д.: НГУ, 2014. – 271 с.
 74. Серіков Я.О. Основи охорони праці: Навчальний посібник для студентів вищих закладів освіти / Я.О. Серіков // Харків, ХНАМГ, 2007. - 227с.
 75. ДБН В.2.5-28-2006 – Природне і штучне освітлення.
 76. Москальова В.М. Охорона праці: Інтерактивний комплекс навчально-методичного забезпечення / В.М. Москальова // Рівне: НУВГП, 2009.
 77. Електричне освітлення та опромінення [Текст] : методичні вказівки до виконання курсової роботи для студентів факультету енергетики та

автоматики / Національний університет біоресурсів і природокористування України ; уклад. Л. С. Червінський [та ін.]. - К. : Видавничий центр НУБіП України, 2014. - 59 с.

78. ДСН 3.3.6.037-99 – Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку.
79. ПУЕ-86 – Правила улаштування електроустановок.
80. ГОСТ 12.1.009-76 – Система стандартів безпеки труда. Электробезопасность.
81. Кодекс цивільного захисту України, затверджений Верховною Радою України від 02.10.2012р. № 5403-V.
82. ДСТУ Б В.1.1-36:2016 – Визначення категорій приміщень, будинків, установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою